

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE
Faculté de génie
Département de Génie Électrique et de Génie Informatique

**Réalisation de transistors à haute mobilité
électronique à enrichissement à base
d'hétérostructure AlGa_N/Ga_N pour les
applications en électronique de puissance**

Thèse de doctorat
Spécialité : Génie électrique

Meriem BOUCHILAOUN

Jury:	Hassan Maher	(Directeur)
	Ali Soltani	(Rapporteur)
	Dominique Drouin	(Examineur)
	Gilles Patriarche	(Examineur)

A mes parents
A mes beaux-parents
A mon époux

Résumé

Les semiconducteurs à large bande interdite III-N sont des matériaux exceptionnels de par leurs propriétés physico-chimiques. Ils constituent une solution pour répondre aux défis mondiaux actuels en permettant d'améliorer considérablement l'efficacité des appareils électroniques même à haute température et de poursuivre la miniaturisation des circuits. Le nitrure de gallium (GaN), matériau phare de ces nitrures de la colonne III, est utilisé dans le cadre de ces travaux pour élaborer des transistors à haute mobilité électronique. Ces derniers ont démontré des performances nettement supérieures à leurs congénères à petits gap ou SiC et présentent un comportement électrique normalement conducteur sans contrôle de la grille. Pour être parfaitement adaptés pour remplir ces fonctions en électronique de puissance, il est nécessaire d'utiliser en partie des transistors normalement bloqués permettant de simplifier l'architecture de certains circuits ainsi que pour des raisons de sécurité.

L'objectif principal de ce projet de thèse consiste en la conception et à la réalisation technologique de nouveaux transistors à haute mobilité électronique à grille isolée MOSHEMTs Normally-OFF à base d'hétérostructure AlGaN/GaN pour des applications en électronique de puissance. Ces dispositifs ont été intégrés pour réaliser des fonctions de l'électronique comme des convertisseurs DC/DC avec des circuits BOOST.

Pour se faire, un effort particulier a été entrepris pour développer une nouvelle technique douce et sélective quant à la gravure de la couche de cap de nitrure de silicium sans endommager la surface de la couche barrière AlGaN. Ce procédé constitue une solution originale à l'un des verrous majeurs liés à la fabrication des transistors MOSHEMTs à base de GaN.

Mots-clés : Nitrure de gallium, Transistor à haute mobilité électronique HEMT, transistors à enrichissement (*Normally-OFF*), plasma hydrogène, tension de seuil.

Remerciement

Ce travail a été effectué au Laboratoire de Nanotechnologie Nanosystèmes (LN2) de l'Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique (3IT) de l'Université de Sherbrooke, sous la direction du Pr. Hassan Maher, professeur au département de génie électrique et de génie informatique de l'université de Sherbrooke.

J'adresse mes sincères remerciements à Mr. Maher qui a assuré la direction de cette thèse. Je suis grandement reconnaissante pour sa disponibilité, son aide et surtout la confiance qui m'a accordée durant ces années de thèse. Je le remercie de m'avoir accueillie dans son groupe de recherche.

J'exprime aussi mes sincères remerciements à Mr. Ali Soltani professeur associé à l'université de Sherbrooke pour avoir codirigé ce travail. Je lui exprime toute ma gratitude pour son aide, ses encouragements et pour son encadrement durant toutes ces années. Je souhaite en particulier le remercier de m'avoir accordé autant de temps pour finaliser ce manuscrit.

Je tiens à remercier aussi Mr. Abdelatif Jaouad, Professeur associé à l'Université de Sherbrooke, pour son aide, ses encouragements, et sa disponibilité. Merci pour toutes les discussions qu'on a eues et pour les précieux conseils qui m'ont aidé à finaliser ce travail.

Je tiens à remercier Mr. Ahmed Chakroun qui m'a formé en microfabrication. Un grand merci pour sa patience, son savoir-faire, ses conseils et surtout ses remarques très enrichissantes et ses orientations précieuses. Merci pour tout ce qu'il m'a appris en salle blanche.

Je remercie également Mr. Gilles Patriarche, Directeur de recherche au CNRS au C2N et Mr. Dominique Drouin, professeur à l'université de Sherbrooke pour avoir accepté de prendre part à ce jury en tant qu'examineurs et Mr. Pierre Labossière qui me fait l'honneur de présider la commission d'examen.

Je tiens également à remercier Mr. Etienne Grondin, responsable du laboratoire LNN de l'Université de Sherbrooke et toute l'équipe technique Caroline Roy, René Labrecque, Daniel Blackburn et Marie-Josée Gour pour leur sérieux, leur aide et expertise technologique. Ils m'ont permis d'effectuer mes travaux dans d'excellentes conditions.

La liste est trop longue pour tous les citer, mais je tiens à remercier tous les membres du groupe « Circuits microélectroniques III-V » pour leurs nombreuses discussions, remarques et conseils. Bonne chance à ceux qui n'ont pas encore fini.

Je remercie mes parents, mes beaux-parents, ainsi que toute ma famille pour leur soutien et leurs encouragements tout au long de cette période.

J'exprime mes sincères remerciements à mon époux qui a su être patient tout au long de ce travail. Je le remercie énormément de m'avoir aidé et épaulé durant toutes ces années. Heureusement que tu étais là pour moi.

SOMMAIRE

CHAPITRE I INTRODUCTION	1
I.1 Objectifs du projet de recherche	4
I.2 Plan du document	4
CHAPITRE II LE NITRURE DE GALLIUM	6
II.1 Structure cristalline	6
II.2 Propriétés électriques	7
II.2.1 Structure de bandes	7
II.2.2 Mobilité électronique	9
II.2.4 Champ de claquage	10
II.3 Propriétés thermiques.....	11
II.3.1 Conductivité thermique	11
II.3.2 Coefficient de dilatation thermique.....	11
II.4 Polarisation spontanée et piézoélectrique	12
III.4.1 La polarisation spontanée	12
III.4.2 La polarisation piézoélectrique	14
II.5 Les techniques de croissance du GaN.....	15
II.5.1 Épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydruure (HVPE).....	15
II.5.2 Épitaxie en Phase Vapeur aux organométalliques (MOCVD)	16
II.5.3 Épitaxie par jet moléculaire (MBE)	17
II.6 Les substrats utilisés pour la croissance du GaN.....	19
II.6.1 Le saphir	19
II.6.2 Le carbure de silicium	19
II.6.3 Le silicium	20
CHAPITRE III GÉNÉRALITÉS SUR LES HEMTs AlGa_N/Ga_N.....	22
III.1 Physique de l'hétérostructure Al _x Ga _{1-x} N/GaN	22
III.2 Origine des électrons dans le puits 2D.....	25
III.3 Composition de l'hétérostructure d'un HEMT AlGa _N /Ga _N	26
III.4 Principe de fonctionnement des HEMTs AlGa _N /Ga _N	30
III.5 État de l'art des transistors HEMTs AlGa _N /Ga _N à enrichissement.....	33
III.5.1 Techniques de fabrication des HEMTs AlGa _N /Ga _N <i>Normally-OFF</i>	34
III.5.1.1 Implantation des ions fluor	34
III.5.1.2 Gravure de la couche barrière	36
III.5.1.3 Oxydation de la barrière	40
III.5.1.4 Reprise de croissance d'une couche p-GaN sous la grille.....	41
III.5.1.4 Utilisation d'une fine couche de barrière AlGa _N	44
III.5.2 Fiabilité des transistors HEMTs AlGa _N /Ga _N	48

CHAPITRE IV TECHNOLOGIE DES DISPOSITIFS ELECTRONIQUES A BASE DE GaN	53
IV.1 Conception des masques de photolithographie	54
IV.2 Les contacts ohmiques	55
IV.3 Isolation des composants.....	59
IV.4 Définition de la grille nitrure.....	62
IV.5 Plots d'épaississement.....	64
IV.6 Dépôt de couche de passivation ou (couche anti-scratch)	64
CHAPITRE V DÉVELOPPEMENT DE PROCÉDÉ DE GRAVURE DU Si₃N₄ PAR PLASMA HYDROGÈNE.....	66
AVANT PROPOS.....	66
I.1 Abstract	68
V.2 Introduction	68
V.3 Experimental Section	69
V.4 Results and Discussion.....	70
V.4.1 Plasma Penetration Depth Control	70
V.4.2 Modified and Pristine Si ₃ N ₄ Etching Calibrations	71
V.4.3 FTIR-Based Spectroscopic Analysis.....	73
V.4.4 Etching Mechanism of Modified and Pristine Si ₃ N ₄	74
V.5 Conclusion.....	76
V.6 Acknowledgments	76
V.7 Supporting information	77
CHAPITRE VI EFFET DE L'HYDROGÈNE SUR LE GaN	79
VI.1 Effet de l'hydrogène sur une couche de GaN.....	79
VI.2 Effet de l'hydrogène sur AlGaN	82
VI.3 Effet de l'hydrogène sur l'hétérostructure AlGaN/GaN	82
VI.4 Choix des paramètres du plasma hydrogène pour la gravure de la couche de cap de SiN pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaN/GaN <i>Normally-OFF</i>	85
VI.4.1 Analyses SIMS.....	85
VI.4.2 Mesures effet Hall	87
CHAPITRE VII FABRICATION DE HEMTs AlGaN/GaN <i>NOMALLY-OFF</i>	91
AVANT PROPOS.....	91
VII.1 Abstract	93
VII.2 Introduction	93
VII.3 Experimental procedure	94
VII.4 Results and discussions	95
VII.5 Conclusion.....	98
VII.6 Acknowledgements.....	98
CHAPITRE VIII CONCLUSION	99

LISTE DES FIGURES

Figure I.1: Résumé de l'histoire du nitrure de gallium.....	2
Figure I.2: Exemples d'applications du nitrure de gallium	3
Figure II.1: Structures cristallines du nitrure de gallium. Les projections montrent les différents empilements des plans cristallins. Les atomes de gallium (Ga) sont représentés en rouge et les atomes d'azote (N).....	7
Figure II.2: Structures de bandes du GaN en phase Wurtzite à 0K.....	8
Figure II.3: Largeur de la bande interdite en fonction du paramètre de maille pour les matériaux III-V et leurs alliages	8
Figure II.4: Variation de la mobilité en fonction de la température et du dopage du GaN. 9	
Figure II.5: variation de la vitesse de dérive des électrons pour différents matériaux (GaN, SiC, GaAs) en fonction du champ électrique	10
Figure II.6: Contribution des différents moments dipolaires pour la génération de la polarisation spontanée dans le GaN.....	13
Figure II.7: Répartition des charges dans le GaN de structure wurtzite face-N et -Ga. ...	13
Figure II.8: Les différents sens du vecteur de polarisation piézoélectrique en fonction de la contrainte appliquée dans le cas du GaN (face (Ga)) avec (a) une contrainte en compression (b) sans contrainte et (c) une contrainte en tension.	14
Figure II.9: Schéma représentant le principe de croissance du GaN par HVPE	16
Figure II.10: Schéma représentant le principe de croissance du GaN par MOCVD	17
Figure II.11: Schéma représentant le bâti de croissance MBE.....	18
Figure II.12: Désaccord de maille entre le GaN et le saphir.	19
Figure II.13: STEM image d'une couche de GaN crue sur SiC avec une couche de nucléation d'AlN.....	20
Figure II.14: Image pris par microscopie électronique en transmission (TEM) de super-réseau AlN/GaN déposé sur GaN/AlN/Si	21
Figure II.15: Comparaison entre les différents substrats utilisés pour la croissance du GaN	21
Figure III.1: (a) Variation des paramètres de maille « a » et « c » et (b) la largeur de la bande interdite en fonction du taux d'Al.....	23
Figure III.2: Polarisation spontanée et piézoélectrique, et diagramme de bande d'un hétérostructure AlGaIn/GaN face Ga et N.....	24
Figure III.3: Illustration schématique du modèle d'Ibbetson.	26
Figure III.4: Structure typique d'un HEMT AlGaIn/GaN.....	27
Figure III.5: Diagramme de bande d'une hétérostructure $Al_{0.29}Ga_{0.71}N$ /GaN avec cap GaN	27
Figure III.6: Évolution de la densité de charge n_s en fonction de l'épaisseur de la barrière (a), et du taux d'aluminium dans la barrière	28
Figure III.7: Diagramme de bande et de la densité d'électrons d'une hétérostructure GaN/AlGaIn/GaN avec une couche d'exclusion AlN d'une épaisseur de 1 nm	29
Figure III.8: Réseau de caractéristiques de sortie d'un transistor HEMT AlGaIn/GaN ...	31
Figure III.9: Exemple de caractéristiques de transfert $I_{DS}-V_{GS}$ de deux transistors HEMTs AlGaIn/GaN (à enrichissement et en déplétion)	32

Figure III.10: Caractéristiques de transfert $I_{DS}-V_{GS}$ pour les différentes technologies HEMTs AlGaIn/GaN.....	34
Figure III.11: Vue en coupe et diagramme d'énergie de la bande de conduction d'un HEMT <i>Normally-ON</i> (a), et d'un HEMT <i>Normally-OFF</i> réalisé par traitement plasma fluoré...	35
Figure III.12: (a) Image HRTEM de la structure Ni/Al ₂ O ₃ /AlN/GaN et (b) caractéristique de transfert $I_{DS}-V_{GS}$ du transistor MOSHEMT fabriqué	37
Figure III.13: (a) Structure épitaxiale du HEMT AlGaIn/GaN fabriqué, (b) Image HRTEM de l'interface Al ₂ O ₃ /GaN après gravure de la couche barrière dans la région de la grille	38
Figure III.14: Caractéristique $I_{DS}-V_{GS}$ du transistor fabriqué (a) en linéaire, (b) en semi-logarithmique	38
Figure III.15: Schéma représentant la gravure photoélectrochimique de la barrière AlGaIn (a), et une comparaison de la mobilité à effet de champ entre deux transistors.....	39
Figure III.16: Structure épitaxiale du MISHEMT fabriqué, (b) Image SEM de la région de la grille après gravure partielle de la couche barrière et dépôt du diélectrique et métal de grille	40
Figure III.17: Schéma décrivant le procédé d'oxydation de la couche AlN pour la fabrication du transistor <i>Normally-OFF</i>	41
Figure III.18: Structure et diagramme de bande de HEMT AlGaIn/GaN <i>Normally-OFF</i> en utilisant une couche de p-GaN sous la grille avec (rouge) et sans (bleu) back barrière ...	42
Figure III.19: Structure épitaxiale utilisée avec et sans couche AlN (a), et l'épaisseur gravée de la couche p-GaN en fonction du temps (b)	43
Figure III.20: Les structures épitaxiales utilisées pour la fabrication des transistors (a : structure de référence, b : gravure partielle de la couche p-GaN avec un plasma Cl ₂ /BCl ₃ , et c : exposition de la couche p-GaN au plasma hydrogène dans les zones d'accès), diagramme de bande de l'hétérostructure p-GaN/AlGaIn/GaN avec et sans plasma hydrogène	44
Figure III.21: Variation de la tension de seuil et la résistance R_{ON} en fonction de l'épaisseur de la barrière AlGaIn (a). Mesures Effet Hall d'une structure HEMT avec une barrière AlGaIn de 4.5 nm, avec et sans passivation SiO ₂ (b).....	45
Figure III.22: Structure épitaxiale du HEMT et diagramme de bandes (a) dans les régions d'accès, (b) sous la grille.....	46
Figure III.23: Comparaison de la tension de seuil V_{TH} et le courant I_{DSmax} (a), la résistance R_{ON} et la tension de claquage (b) des différentes techniques pour la réalisation de transistors HEMTs <i>Normally-OFF</i>	47
Figure III.24: Caractéristiques de sortie et de transfert de l'effet de polarisation inverse	49
Figure III.26: Variation de la tension de seuil en fonction de la température de recuit....	50
Figure III.27: Diagramme de bande de la structure metal-Al ₂ O ₃ -AlGaIn/GaN sous divers voltage de grille montrant les pièges à l'interface Al ₂ O ₃ /nitrure III	51
Figure III.28: Variation de la tension de seuil V_{TH} en fonction du temps de stress	52
Figure IV.1: Structure épitaxiale utilisée pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN <i>Normally-OFF</i>	54
Figure IV.2: Dessin d'une cellule élémentaire des deux masques utilisés pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN <i>Normally-OFF</i>	55
Figure IV.3: Image des contacts ohmiques prise au MEB et au microscope optique.	57

Figure IV.4: Évolution de la température durant le recuit des contacts ohmiques.	57
Figure IV.5: Caractérisation 4 pointes pour extraire les résistances.	58
Figure IV.6: Résistance totale mesurée en fonction de la distance entre les contacts ohmiques	59
Figure IV.7: Schéma de la bicouche de résine après développement et implantation ionique.	60
Figure IV.8: Simulation SRIM sur la profondeur de pénétration des ion N^+ dans l'hétérostructure $Si_3N_4/AlGaIn/GaN/AlGaIn$	61
Figure IV.9: Mesure du courant d'isolation entre deux contacts ohmiques espacés de 8 μm après implantation ioniques.	62
Figure IV.10: Schéma du procédé d'hydrogenation utilisé pour la gravure de la couche Si_3N_4 sous la grille.	63
Figure IV.11: Image prise avec microscope optique du MOSTMEHT fabriqué après dépôt des plots d'épaissements.	64
Figure IV.12: Image prise avec microscope optique du MOSTMEHT fabriqué après ouverture de la couche anti-scratch.	65
Figure V.1: Schematic illustration of selective Si_3N_4 etching approach. a) Definition of a window with photolithography, (b) hydrogen plasma modification, and (c) removal of the modified Si_3N_4 layer with BOE solution.	70
Figure V.2: Simulation of the hydrogen atoms distribution implanted in 500 Å Si_3N_4 layer with different bias power (or DC self-bias). The inset shows hydrogen concentration versus the bias power.	71
Figure V.3: The influence of: (a–black line) the bias power on the etched thickness of modified Si_3N_4 treated by H_2 plasma during 120 s and dipped 60 s in BOE solution, (a–red line) the H_2 exposure time on the etched thickness of modified Si_3N_4 treated by H_2 plasma at fixed bias power (100 W) and dipped 60 s in BOE solution, and (a–blue line) DC self-bias values corresponding to each value of bias power. (b) The etched thickness versus BOE dip time of Si_3N_4 layer treated by H_2 plasma at 100 W during 120 s measured by ellipsometry.	72
Figure V.4: AFM image with roughness profile of 10 nm deep Si_3N_4 film with selective etching approach.	73
Figure V.5: Typical transmission-FTIR spectrum of as deposited Si_3N_4 , hydrogenated Si_3N_4 using plasma H_2 at 100 W and etched modified Si_3N_4 by BOE.	74
Figure V.6: Schematic of the etching mechanism of hydrogenated Si_3N_4 in HF solution.	76
Figure V.7: a) The etched thickness versus BOE dip time of Si_3N_4 treated by H_2 plasma with different bias power (100 W, 200 W, and 300 W) during 120 s. b) Instantaneous etching rate of Si_3N_4 film for each bias power plotted from the derivative of Si_3N_4 etched thickness as function of BOE dip time (V_0 is the etching rate of pristine Si_3N_4).	77
Figure VI.1: Position énergétiques des complexes VGa-Hn dans le GaN ainsi que leurs énergies de formation.	80
Figure VI.2: spectre infrarouge d'une couche de GaN implantée par l'hydrogène.	81
Figure VI.3: Profile de pénétration d'hydrogène dans la couche GaN (a) par plasma, et (b) par implantation avant et après recuit	81

Figure VI.4: Mesure C(V) et DLTS des échantillons référence et avec plasma hydrogène.	82
Figure VI.5: Profile de pénétration du deutérium dans une hétérostructure AlGaIn/GaN.	83
Figure VI.6: Propriétés de transport d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ avant et après deutération.	84
Figure VI.7: Propriétés de transport d'une hétérostructure AlGaIn/GaN avant et après deutération avec différentes puissances de plasma et différentes températures	85
Figure VI.8: Profile SIMS présentant la profondeur de pénétration de l'hydrogène en fonction de la puissance de plateau.	87
Figure VI.9: Montage expérimental pour la mesure Effet Hall.	87
Figure VI.10: Mesures effet Hall après chaque étape du procédé de gravure de la couche cap de SiN en utilisant une puissance de plateau de 100W.	88
Figure VI.11: Mesures effet Hall après chaque étape du procédé de gravure de la couche cap de SiN en utilisant une puissance de plateau de 20W.	89
Figure VII.1: Schematics of the MOSHEMT fabrication process.	95
Figure VII. 2: HRTEM image (a), and AFM profile (b) of the fabricated device.	95
Figure VII. 3: Fluorine and hydrogen atom concentration profiles measured by SIMS on sample A and sample B.	96
Figure VII.4: $I_{\text{DS}}-V_{\text{DS}}$ characteristic measured on fabricated samples.	97
Figure VII. 5: (a) Transfer characteristics of the fabricated MOSHEMTs at $V_{\text{DS}} = +10\text{V}$. (b) ($C_{\text{GS}}-V_{\text{GS}}$) measurements performed on MOSHEMTs capacitors at 1 MHz.	97
Figure VII. 6: Pulsed $I_{\text{DS}}-V_{\text{DS}}$ characteristics of the fabricated devices.	98

LISTE DES TABLEAUX

Tableau II. 1: Valeurs théoriques des coefficients de dilatation thermiques de quelques semiconducteurs -----	12
Tableau II. 2: Comparaison des propriétés de différents matériaux semiconducteurs ----	12
Tableau II. 3: Les constantes piézoélectriques et élastiques dans le GaN -----	15
Tableau V. 1: Average and instantaneous etching rate of Si ₃ N ₄ as function of bias power related to three regions-----	778
Tableau VI.1: Description des échantillons utilisés pour les mesures SIMS -----	86

LISTE DES ACRONYMES

Acronyme	Définition
GaN	Nitride de Gallium
GaAs	Arséniure de gallium
HEMT	Transistor à haute mobilité électronique
MOS	Métal-Oxyde-Semiconducteur
MIS	Métal-Isolant-Semiconducteur
2DEG	Gaz d'électron bidimensionnel
V_{TH}	Tension de seuil
Si_xN_y	Nitride de silicium
SiO_x	Oxyde de silicium
I_{DS}	Courant drain-source
I_{GS}	Courant grille-source
V_{GS}	Tension drain-source
V_{DS}	Tension grille-source
G_m	Transconductance
AMF	Microscopie à Force Atomique (<i>Atomic Force Microscopy</i>)
MEB	Microscopie électronique à balayage
SIMS	<i>Secondary ion mass spectrometry</i>
LPCVD	<i>Low pressure chemical vapor deposition</i>
PECVD	Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (<i>Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition</i>)
MOCVD	Épitaxie en phase vapeur aux organométalliques (<i>Metal Organic Chemical Vapor Deposition</i>)
MBE	Épitaxie par jet moléculaire (<i>Molecular Beam Epitaxy</i>)
HPVE	Épitaxie en phase vapeur aux hydrures
TEM	Microscopie Électronique en Transmission
RTA	Recuit rapide à haute température
SRIM	(<i>Stopping and Range of Ions in Matter</i>)
TLM	Méthode de ligne de transmission (<i>Transmission Line Method</i>)
ICP	<i>Inductively Coupled Plasma</i>

LISTE DES SYMBOLES

Symbole	Définition
T	Temperature
q	La charge d'électron
μ	Mobilité électronique
m^*	La masse effective des porteurs
τ	Le temps de relaxation
n_s	La densité surfacique d'électrons
v_d	La vitesse de dérive des électrons
ϕ_B	Hauteur de barrière Schottky entre la couche barrière AlGa _N et le métal de grille
ΔE_c	Discontinuité de la bande de conduction à l'hétérojonction AlGa _N /Ga _N .
R_c	La résistance du plot normalisée par unité de longueur
R_{sheet}	La résistance carrée normalisée par unité de surface de la couche semiconductrice

CHAPITRE I INTRODUCTION

Les semiconducteurs actuellement employés en électronique comme le silicium (Si) ou l'arsénique de Gallium (GaAs) présentent des limites pour des applications spécifiques notamment pour l'électronique de puissance et les hautes températures. Les matériaux semiconducteurs à large bande interdite pourraient permettre de concevoir des composants moins encombrants et consommant moins d'énergie, c'est pourquoi ils représentent un engouement certain de la part des industriels de l'optoélectronique et de l'électronique. Parmi ces derniers, le nitrure de gallium présente une maturité matériau et technologique qui font de lui un semiconducteur en plein essor industriel.

Le nitrure de gallium est un semiconducteur à large bande interdite (3,39 eV à 300 K), il présente un fort champ de claquage de 3 MV.cm^{-1} [1], comparable à celui du carbure de silicium (SiC), et 10 fois supérieur à celui d'arséniure de gallium (GaAs) ou du silicium (Si). Le GaN possède une conductivité thermique de $3.3 \text{ W.cm}^{-1}.\text{K}^{-1}$ en volume et de $1.3 \text{ W.cm}^{-1}.\text{K}^{-1}$ en couche mince [1]. Sa mobilité électronique volumique est de $1000 \text{ cm}^2.\text{V}^{-1}.\text{s}^{-1}$ à 300 K. Dans les travaux envisagés pour cette thèse, ces caractéristiques le prédestinent pour des applications en électronique de puissance et en hyperfréquence.

L'histoire du nitrure de gallium a commencé en 1931 où il a été synthétisé pour la première fois par Johnson et al., [2] en faisant passer de l'ammoniac gazeux sur du gallium métallique à des températures entre 900 °C et 1000 °C. En 1938, Juza et Hahn [3] ont suivi le même procédé de synthèse, mais en utilisant cette fois-ci une source de gallium liquide. Le GaN synthétisé était sous forme de poudre constituée d'aiguilles et de plaquettes. Ceci a permis à Juza et Hahn d'étudier pour la première fois la structure cristalline du GaN ainsi que son paramètre de maille. Cependant, ce n'est qu'en 1968 que Maruska et Tietjen ont réussi la croissance de la première couche de GaN par épitaxie en phase vapeur d'hydrures (HVPE) sur un substrat de saphir [4]. En 1971, Pankove et al., ont développé une diode électroluminescente basée sur une structure MIS [5]. À partir des années 1980, le GaN a connu une petite décennie de désintérêt de la part de la communauté scientifique en raison des difficultés rencontrées pour l'obtention de films de bonne qualité cristallographique pour le développement de différents dispositifs. Les problèmes persistants étaient le choix

du substrat, le contrôle du dopage résiduel de type N et le dopage de type P. En 1986, Amano et al., [6] ont réussi à obtenir une couche de GaN avec des propriétés morphologiques, optiques et électriques fortement améliorées. Cette couche a été obtenue par une croissance MOCVD (MetalOrganic Chemical Vapor Deposition) sur un substrat de saphir. L'amélioration de la qualité cristalline de la couche de GaN est due au dépôt d'une couche intermédiaire (couche de nucléation) de nitrure d'aluminium AlN déposée préalablement à basse température. En 1989, la même équipe a réussi pour la première fois la croissance de couches de GaN dopée P [7]. Ces découvertes ont conduit au développement de la jonction P-N pour la fabrication de DELs bleues en 1991 [8].

La même année, Khan et al., [9] ont découvert la formation d'un gaz d'électrons bidimensionnels (2DEG) à l'hétérojonction $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$. Cette dernière était crue par épitaxie en phase vapeur aux organométalliques (MOCVD) sur un substrat de saphir. Les premiers transistors à haute mobilité électronique (HEMTs) à base d'hétérostructure AlGaIn/GaN ont été développés en 1993 par Khan et al., [10]. En 2000, la technologie des HEMTs à base d'hétérostructure AlGaIn/GaN a été transférée avec succès sur des substrats de silicium par Kaiser et al., [11]. La figure I.1 résume l'histoire du GaN de la synthèse des premiers cristaux jusqu'à la fabrication des transistors HEMTs à base d'hétérostructure AlGaIn/GaN.

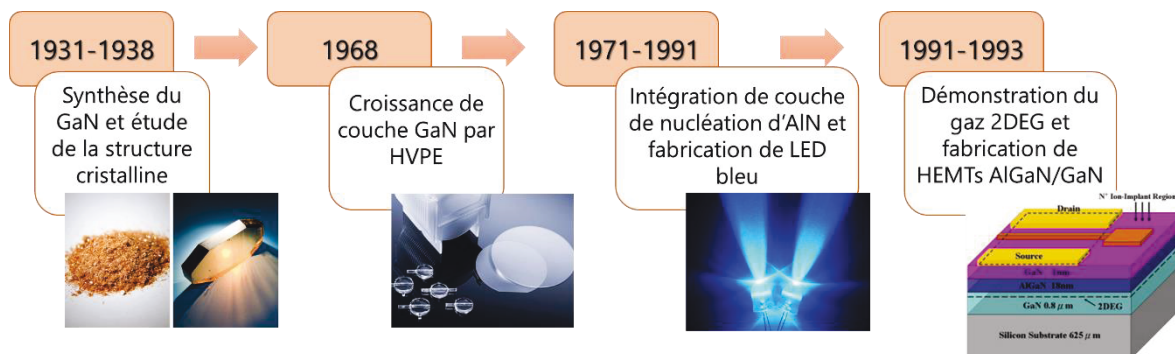


Figure I. 1: Résumé de l'histoire du nitrure de gallium

En résumé, la comparaison des propriétés de base des matériaux semiconducteurs en général associés à la maîtrise des procédés matériaux et à la technologie de micro-fabrication, nous pouvons conclure que le nitrure de gallium peut être utilisé dans divers domaines d'applications en électronique de puissance et hyperfréquence comme l'automobile, les télécommunications ou encore l'aérospatial. La figure I.2 montre les

avantages que présente le GaN pour divers domaines d'applications comparativement à ses congénères GaAs et Si.

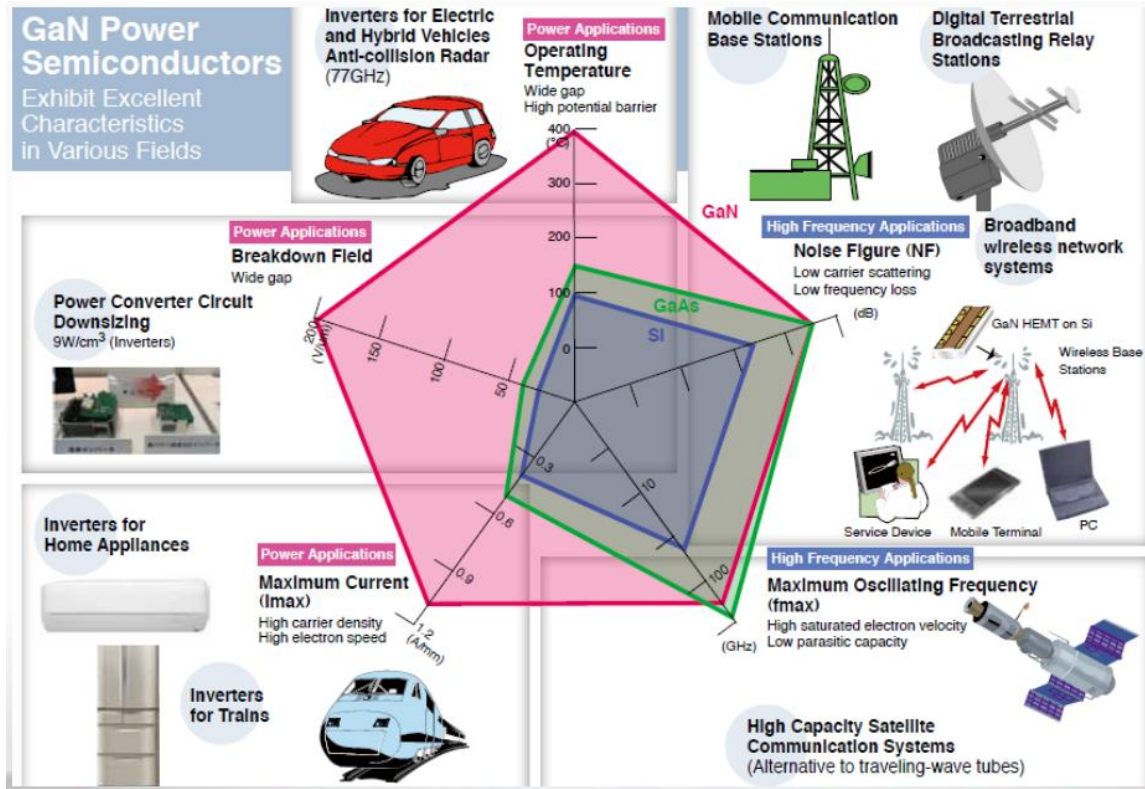


Figure I. 2: Exemples d'applications du nitride de gallium (Egawa. 2013).

L'hétérostructure AlGaIn/GaN est particulièrement intéressante pour la fabrication de transistors à haute mobilité électronique (HEMTs) basée sur la présence du gaz électronique bidimensionnel 2DEG à l'hétéro-interface.

Les HEMTs AlGaIn/GaN conventionnels sont des transistors en mode de déplétion (*Normally-ON*), c'est-à-dire que le transistor conduit sans nécessité de polariser l'électrode de grille. Ces composants ne conviennent pas tous aux applications en électronique de puissance et rendent l'architecture des circuits intégrés complexes car ils nécessitent un circuit de commande de grille. Par conséquent, plusieurs études cherchent à rendre les HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* c'est-à-dire que le canal est fermé lorsqu'aucune polarisation n'est appliquée à la grille. Les HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* permettent de se passer du circuit de commande de grille (architecture cascode) donc de réduire la complexité, la taille, le coût et la consommation. Ils sont également plus

sécuritaires comme commutateur à haute tension puisqu'en absence de commande sur la grille ($V_{GS} = 0$), le canal est pincé.

Plusieurs techniques ont été proposées dans la littérature pour la réalisation des HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF*. Ces dernières présentent plusieurs avantages et inconvénients notamment celle utilisant un dopage type P réalisé par plasma fluoré sous la grille. Il est reconnu que les ions fluor F^- diffusent avec la température et rendent le transistor *Normally-OFF* instable.

Dans ce projet de recherche, nous avons développé une technique douce et sélective pour la gravure de la couche de cap SiN sans endommager la surface de la couche barrière AlGaIn. Ce procédé de gravure nous a permis d'obtenir des HEMTs AlGaIn/GaN avec un comportement *Normally-OFF* stable à haute température.

I.1 Objectifs du projet de recherche

Le but principal du projet est la réalisation de transistors à haute mobilité électronique HEMTs *Normally-OFF* à base d'hétérostructure AlGaIn/GaN pour des applications en électronique de puissance. Les objectifs peuvent être énumérés comme suit :

- Développer un procédé doux pour graver la couche de cap SiN en évitant d'endommager la surface de la couche barrière AlGaIn.
- Optimiser les paramètres du plasma hydrogène et établir un mécanisme de gravure.
- Étudier l'effet de l'hydrogène sur l'hétérostructure AlGaIn/GaN.
- Utiliser le procédé de gravure développé pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF*.
- Caractériser les transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* fabriqués.
- Proposer un modèle physique permettant d'expliquer le comportement *Normally-OFF* obtenu.

I.2 Plan du document

Le présent manuscrit comporte huit chapitres. Le premier correspond à l'introduction. Celle-ci permet de faire une mise en contexte, de décrire la problématique, de définir le projet, et de fixer les objectifs à atteindre en fin de thèse. Le deuxième chapitre décrit les propriétés remarquables du GaN, ainsi que les techniques et les substrats utilisés pour son

élaboration. Le troisième chapitre est consacré à l'étude théorique du fonctionnement des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N en détaillant la structure épitaxiale requise et les phénomènes physiques conduisant à la formation du gaz d'électron bidimensionnel (2DEG). Cette première partie est suivie d'un état de l'art des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N à enrichissement (*Normally-OFF*). Le quatrième chapitre décrit le procédé de microfabrication des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N. Le cinquième chapitre présentera le développement du procédé de gravure du nitrure de silicium par plasma hydrogéné. L'optimisation des paramètres de plasma ainsi que le mécanisme de gravure du Si₃N₄ sont discutés. Ces résultats ont fait l'objet d'un article publié dans le journal *Physica Status Solidi (a)*. Le sixième chapitre présente une étude sur l'effet de l'hydrogène sur le Ga_N, l'AlGa_N ainsi que sur l'hétérostructure AlGa_N/Ga_N. Une seconde partie de ce chapitre est dédiée à l'analyse des résultats des mesures par effet Hall et par SIMS (*Secondary ion mass spectrometry*) afin de proposer un modèle qualitatif sur l'effet de l'hydrogène sur l'hétérostructure AlGa_N/Ga_N utilisée dans cette thèse ainsi que sur le comportement *Normally-OFF* obtenu. Dans le septième chapitre, nous évaluerons le potentiel technologique du procédé de gravure de la couche de cap Si₃N₄ pour la réalisation des HEMTs AlGa_N/Ga_N *Normally-OFF*. Ces résultats font l'objet d'un article soumis dans le journal *Electron Device Letters*. Finalement le chapitre huit comprend les conclusions sur le projet, les contributions apportées et les perspectives qu'offrent ce travail.

CHAPITRE II LE NITRURE DE GALLIUM

Dans ce premier chapitre nous allons décrire les propriétés physiques, électriques et thermiques du nitrure de gallium. Les notions de polarisation spontanée et piézoélectrique seront expliquées aussi. Nous établirons les techniques de croissance du GaN et les substrats généralement utilisés pour la croissance.

II.1 Structure cristalline

Le nitrure de gallium croie essentiellement sous deux formes cristallines: la structure zinc-blende (cubique), et la structure wurtzite (hexagonale). La structure zinc-blende est métastable thermodynamiquement [12]. Elle est obtenue par hétéroépitaxie sur des substrats avec des réseaux cristallins cubiques comme le Si (001) [13] ou SiC (100) [14]. Les couches de GaN épitaxiées en phase zinc-blende présente une densité de défaut très élevée, ce qui limite leurs utilisations.

La structure wurtzite est la plus stable thermodynamiquement. Elle a une maille hexagonale de paramètres $a = 0.3188 \text{ nm}$ et $c = 0.5185 \text{ nm}$ à température ambiante [15]. Elle se compose de deux réseaux hexagonaux compacts, l'un contenant les atomes de (Ga) et l'autre les atomes d'azote (N) décalés suivant l'axe c de $5/8$ de la maille élémentaire, comme présenter dans la figue II.1.b. La structure wurtzite est préférentiellement utilisée pour la fabrication des transistors car elle dispose des propriétés physiques remarquables comme l'apparition de champs de polarisations spontané et piézoélectrique. Il est important de noter que les matériaux étudiés dans le cadre de ce travail seront de type hexagonal.

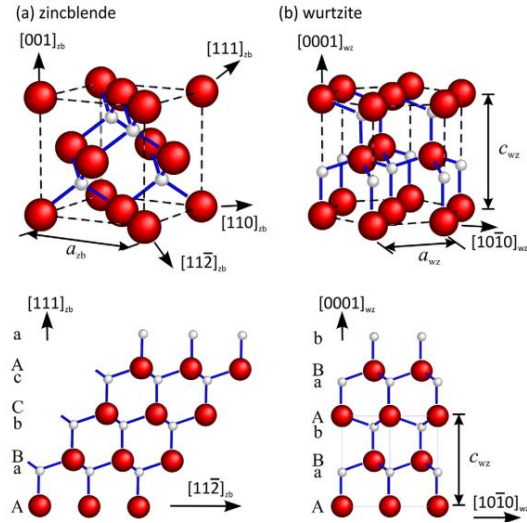


Figure II. 1: Structures cristallines du nitrure de gallium. Les projections montrent les différents empilements des plans cristallins. Les atomes de gallium (Ga) sont représentés en rouge et les atomes d'azote (N) [16].

II.2 Propriétés électriques

II.2.1 Structure de bandes

Le nitrure de gallium (GaN) wurtzite est un semiconducteur à large bande interdite. Sa valeur au centre de la zone de Brillouin (Γ) est de 3,39 eV à 300 K. Elle augmente avec la diminution de la température selon l'équation I.1 décrite par Bougrov et al., et peut atteindre 3.47 eV à 0K.

$$E_g = E_g(0) - 7.7 \times 10^{-4} \times \frac{T^2}{T + 600} \quad (\text{I.1})$$

Avec :

T: la température en K

$E_g(0)$ = 3.47 eV (Wurtzite) ou 3.28 eV (zinc blende).

Le GaN possède un gap direct, c'est à dire que le minimum de la bande de conduction et le maximum de la bande de valence sont localisés au centre de la première zone de Brillouin au point (Γ). La figure II.2 présente la structure de bande du GaN. Les bords de la première zone correspondent aux points de hautes symétries (L, M, A, H, et K).

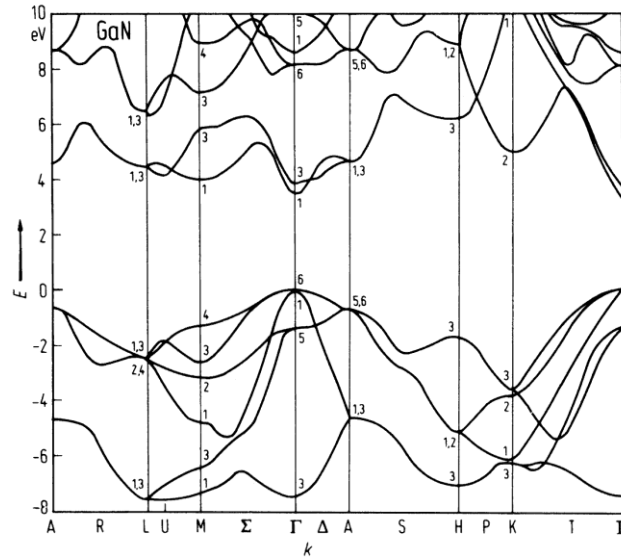


Figure II. 2: Structures de bandes du GaN en phase Wurtzite à 0K [17].

Le nitru de gallium est très intéressant pour les applications en optoélectroniques étant donné son gap direct. Il offre la possibilité de former plusieurs alliages de types ternaires ou quaternaires comme l'AlGa_xN_{1-x} ou l'InGa_xN_{1-x} en ajoutant de l'aluminium (Al) ou l'indium (In). En variant le taux de ces éléments, on pourra couvrir un large spectre de longueur d'onde allant de l'infrarouge à l'ultraviolet profond comme le montre la figure II.3.

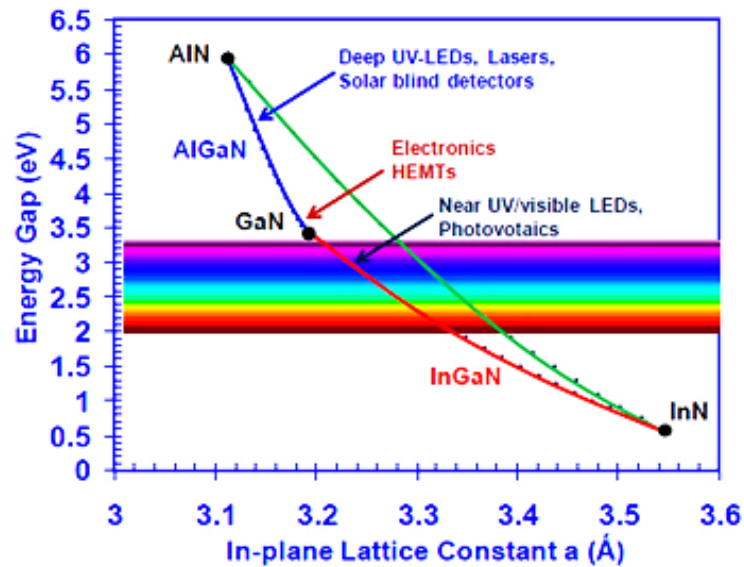


Figure II. 3: Largeur de la bande interdite en fonction du paramètre de maille pour les matériaux III-V et leurs alliages [18].

II.2.2 Mobilité électronique

La mobilité électronique est la capacité de déplacement des électrons et des trous sous l'effet d'un champ électrique. Elle dépend fortement de la qualité cristallographique du matériau, du dopage et de la température. En effet, l'ajout d'atomes dopants et/ou l'élévation de température, créent des perturbations dans le cristal et affectent la mobilité. La figure II.4 montre la variation de la mobilité en fonction de la température et du dopage du GaN wurtzite. Pour du GaN non intentionnellement dopé (courbe 1), la mobilité volumique des électrons est de $1000 \text{ cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$ à 300 K.

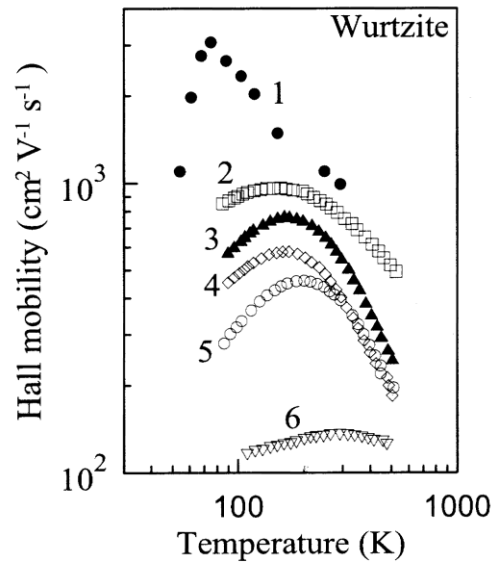


Figure II. 4: Variation de la mobilité en fonction de la température et du dopage du GaN wurtzite (Ioffe.ru)

A bas champ électrique, les électrons et les trous vont se déplacer avec une vitesse v appelée vitesse de dérive laquelle est proportionnelle au champ appliqué selon l'équation (II.2).

$$v = \mu \cdot E \quad \text{avec} \quad \mu = \frac{q \cdot \tau}{m^*} \quad (\text{II.2})$$

Avec :

q : la charge de l'électron.

μ : la mobilité électronique.

τ : le temps de relaxation.

m^* : la masse effective des porteurs.

Lorsque le champ électrique augmente, les électrons ne sont plus en régime de mobilité et l'équation II.2 n'est plus valable. En effet, au-delà d'un champ électrique appelé champ critique, la vitesse des porteurs n'augmente plus avec le champ appliqué. L'augmentation du champ électrique entraîne une augmentation de la masse effective, donc une diminution de la mobilité et donc de la vitesse de dérive. Un régime de survitesse apparaît lorsque les électrons de la vallée principale acquièrent suffisamment d'énergie pour passer dans la vallée secondaire. Dans ces dernières, les coefficients de non parabolicité sont plus élevés, la masse effective des électrons augmente ce qui entraîne une diminution de la vitesse des porteurs ainsi que leur mobilité. Pour le nitrure de gallium, le pic de survitesse se produit pour un champ électrique d'environ 200 kV/cm, alors que pour l'arséniure de gallium le pic de survitesse apparaît pour un champ électrique d'environ 5 kV/cm comme le montre la figure II.5. Cela signifie que la vitesse des porteurs dans le GaN est très supérieure à celle du GaAs pour des forts champs électriques.

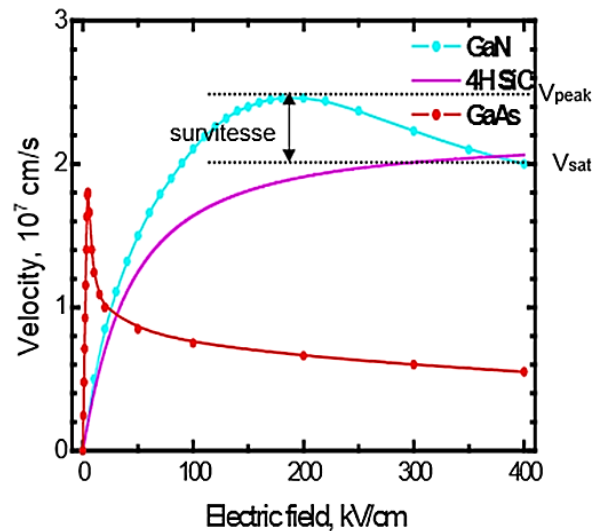


Figure II. 5: variation de la vitesse de dérive des électrons pour différents matériaux (GaN, SiC, GaAs) en fonction du champ électrique (Schwierz et al. 2004).

II.2.4 Champ de claquage

Le champ de claquage est défini comme étant le champ électrique maximal que le matériau peut supporter avant toute détérioration irréversible. Il est proportionnel à la largeur de la bande interdite, c'est-à-dire, plus la bande interdite est grande plus le champ de claquage est important comme le montre l'équation II.3.

$$E_c \propto E_g^{\frac{3}{2}} \quad (\text{II.3})$$

Comme le GaN a une large bande interdite, son champ de claquage est 10 fois supérieur que celui du GaAs ou du Si. La valeur du champ de claquage dans le GaN est estimée à environ 3 MV.cm^{-1} [19], cette valeur est proche de celle obtenue avec le carbure de silicium (SiC). Cette propriété permet aux transistors à base de GaN de supporter des tensions de polarisation importantes, et donc d'être un candidat adéquat pour les applications de puissance.

II.3 Propriétés thermiques

II.3.1 Conductivité thermique

La conductivité thermique est la quantité de chaleur transférée en une unité de temps au travers d'une surface d'un matériau. Idéalement, il faut que cette valeur soit la plus élevée possible pour les applications d'électronique de puissance, car la chaleur non dissipée va entraîner une élévation de la température du composant en fonctionnement qui va se traduire par une diminution de la mobilité et donc des performances électriques des composants. Entre autre, le GaN possède une conductivité thermique volumique de $3.3 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$ et de $1.3 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$ en couche minces [1]. Ces valeurs sont comparables à celle du Si, et 3 fois supérieur à celle obtenue sur GaAs.

II.3.2 Coefficient de dilatation thermique

Le coefficient de dilatation thermique donne une information sur la façon dont le matériau se dilate ou se contracte en fonction de la température. C'est un paramètre très important lors du choix du substrat pour l'hétéroépitaxie. Le GaN possède un coefficient de dilatation thermique qui varie entre 5.59×10^{-6} à 300 K et $5.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ à 1000 K dans la direction a, et de 3.2×10^{-6} à $4.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ dans la direction c. Les coefficients de dilatation thermique du GaN ainsi que celles d'autres semiconducteurs sont reportés dans le tableau II.1.

Tableau II. 1: Valeurs théoriques des coefficients de dilatation thermiques de quelques semiconducteurs (Bougrov et al. 2001)

	Coefficients de dilatation thermique ($\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$)	
	$\Delta a/a$ (300 K)	$\Delta a/a$ (1000 K)
h-GaN	5.59	5.6
Si	2.6	4.2
3C-SiC	3.8	4.8
GaAs	5.73	6

Le tableau II.2 présente une comparaison entre les propriétés du GaN et ceux des matériaux semiconducteurs conventionnels comme le Si, GaAs, SiC, et le diamant.

Tableau II. 2: Comparaison des propriétés de différents matériaux semiconducteurs (Bougrov et al, 2001) (Ioffe.ru).

Matériaux	Bande interdite E_g (eV)	Champ critique E_c(MV/cm)	Mobilité électronique μ_n ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{S}^{-1}$)	Mobilité de trous μ_p ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{S}^{-1}$)	Vitesse de saturation (10^7 cm s^{-1})	Conductivité thermique ($\text{W K}^{-1} \text{ cm}^{-1}$)
Si	1.11	0.3	1400	600	1	1.5
GaAs	1.43	0.4	8500	400	1	0.5
6H-SiC	2.9	2.2	400	90	2	4.5
4H-SiC	3.26	2.5	750	115	2	4.5
GaN	3.39	3	1000	350	3	3.3
Diamant	5.47	10	2200	1600	2.7	20

II.4 Polarisation spontanée et piézoélectrique

III.4.1 La polarisation spontanée

La symétrie de la structure cristalline d'un matériau a des conséquences importantes sur ses propriétés de polarisation. Dans le cas des matériaux à phase hexagonale (wurtzite), tels que le nitrure de gallium, l'électronégativité de l'azote (3.04) est plus importante que celle du gallium (1.81). La distribution des densités électroniques autour des différents atomes fait que les barycentres des charges positives et négatives ne coïncident pas. Cela donne lieu à un moment dipolaire parallèle à l'axe (c), orienté de l'atome d'azote vers l'atome de gallium. La contribution des différents moments dipolaires autour d'un atome

de gallium donne à la structure une polarisation spontanée macroscopique non nulle comme le montre la figure II.6. Elle prend l'appellation de polarisation spontanée, car ce phénomène existe dans le cristal à l'équilibre en l'absence de toute contrainte externe.

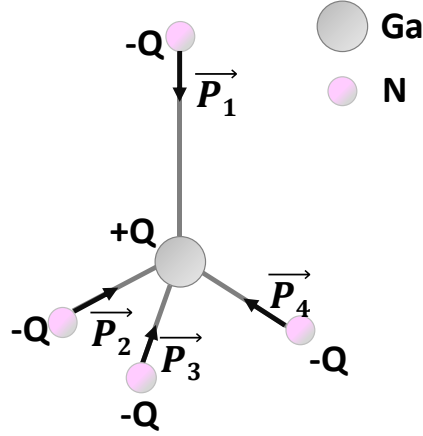


Figure II. 6: Contribution des différents moments dipolaires pour la génération de la polarisation spontanée dans le GaN

Dans le GaN de type wurtzite, la séquence des couches d'atomes de Ga et N est inversée le long des directions $[0001]$ et $[000\bar{1}]$. Par convention, la direction $[0001]$ est choisie comme étant la direction de la liaison $N \rightarrow Ga$, le long de l'axe (c). Les couches de GaN avec une terminaison Ga ont un champ de polarisation spontanée qui pointe de la surface vers le substrat (figure II.7 (a)), alors que les couches avec une terminaison N ont un champ de polarisation spontanée inverse (figure II.7 (b)). La valeur de la polarisation spontanée du GaN en polarisation gallium est estimée à $-0,029 \text{ C/m}^2$ [20].

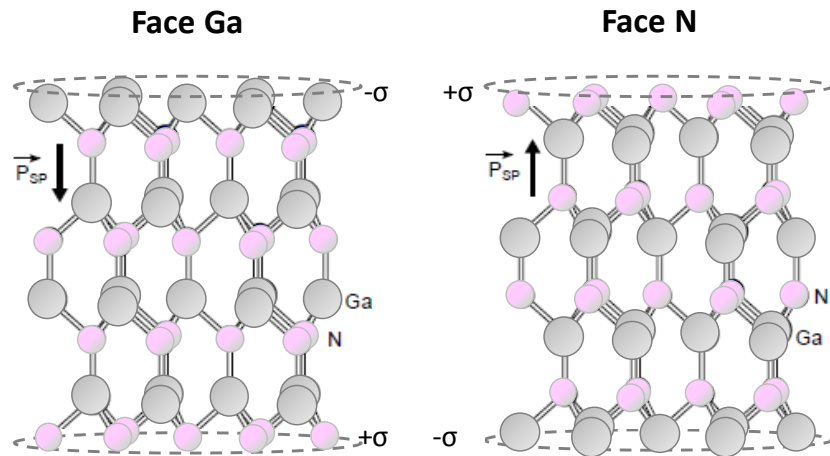


Figure II. 7: Répartition des charges dans le GaN de structure wurtzite face-N(a) et face-Ga (b).

III.4.2 La polarisation piézoélectrique

Comme mentionné dans la partie II.1, le nitrure de Gallium GaN peut cristalliser suivant deux phases cristallines zinc-blende (cubique) ou wurtzite (hexagonale). Ces structures sont non centrosymétriques. C'est-à-dire que sous l'action d'une contrainte mécanique σ engendrée par le désaccord de maille entre le substrat (saphir, SiC ou Si) et la couche de GaN, une polarisation électrique est créée. Le sens du vecteur de la polarisation piézoélectrique dépend de la contrainte appliquée au matériau. La figure I.8 montre le sens du vecteur de polarisation piézoélectrique en fonction des différentes contraintes appliquées sur une structure GaN face Ga.

- Si le GaN est contraint en compression, le sens du vecteur de polarisation piézoélectrique est opposé à celui de la polarisation spontanée (figure II.8.a).
- Si le GaN est contraint en tension, le sens du vecteur de polarisation piézoélectrique est dans le même sens que celui de la polarisation spontanée (figure II.8.c).

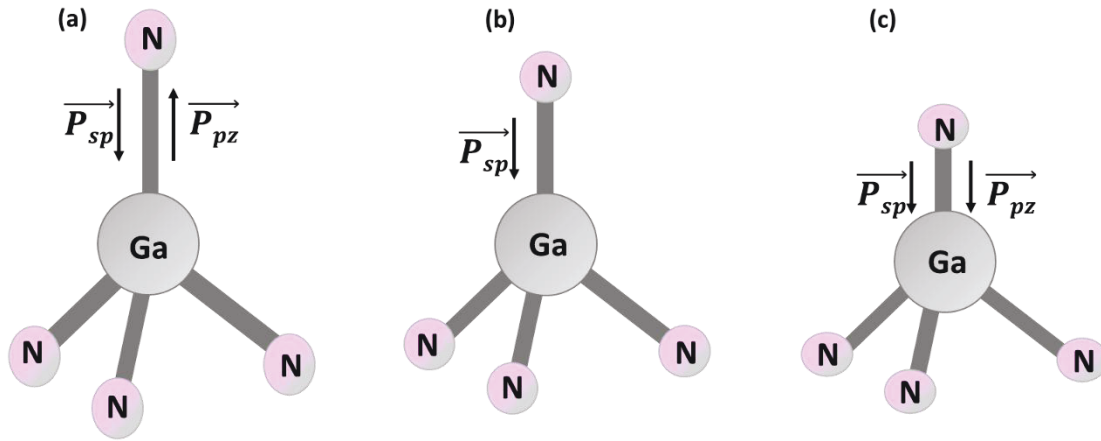


Figure II. 8: Les différents sens du vecteur de polarisation piézoélectrique en fonction de la contrainte appliquée dans le cas du GaN (face (Ga)) avec (a) une contrainte en compression (b) sans contrainte et (c) une contrainte en tension.

La polarisation piézoélectrique P_{pz} dépend linéairement de la déformation du paramètre de maille a et s'exprime par la relation suivante :

$$P_{pz} = 2 \frac{a - a_0}{a_0} \left(e_{31} - e_{33} \frac{C_{13}}{C_{33}} \right) \quad \text{II.3}$$

Avec :

a et a₀: Les paramètres de maille du matériau contraint et relaxé respectivement.

e₃₁ et e₃₃: Les constantes piézoélectriques.

C₁₃ et C₃₃: Les constantes élastiques.

Tableau II. 3: – Les constantes piézoélectriques et élastiques dans le GaN [20].

Les constantes piézoélectriques (C/m ²)		Les constantes élastiques (GPa)	
e₃₁	-0.49	C₁₃	103
e₃₃	0.73	C₃₃	405

En conclusion, la polarisation totale dans le GaN de type wurtzite est la somme des deux types de polarisations : la polarisation spontanée et la polarisation piézoélectrique.

$$\vec{p} = \vec{p}_{sp} + \vec{p}_{pz}$$

La contribution de la polarisation spontanée est comparable à celle de la polarisation piézoélectrique. Cette dernière dépend linéairement de la déformation du paramètre de maille a. Elle peut renforcer ou affaiblir la polarisation spontanée selon la contrainte.

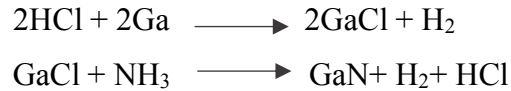
II.5 Les techniques de croissance du GaN

La croissance d'hétérostructures binaires et ternaires à base de GaN est très importante pour la réalisation des transistors à haute mobilité électroniques HEMTs à haute performance. Historiquement, l'épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydruure HVPE (ou Hydride Vapour Phase Epitaxy) a joué un rôle important dans le développement des premières croissances de GaN cristallin. Mais la difficulté d'obtenir des couches de bonne qualité a conduit le passage à d'autres techniques de croissance tels que l'Épitaxie par Jet Moléculaire EJM (ou Molecular Beam Epitaxy MBE), et l'Épitaxie en Phase Vapeur aux Organo-Métalliques (ou MetalOrganic Chemical Vapour Deposition MOCVD).

II.5.1 Épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydruure (Hydride Vapour Phase Epitaxy HVPE)

L'épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydruure HVPE est une technique de croissance épitaxiale considérée comme la première technique utilisée pour la croissance de couche de GaN en 1969 par Maruska et al.,[4]. Cette technique est restée la méthode la plus couramment utilisée jusqu'au début des années 1980. Le GaN est obtenu en 2 étapes : la première consiste à la réaction de l'acide chlorhydrique (HCl) avec le gallium liquide (Ga)

à des températures comprises entre 750 °C et 900 °C pour former du chlorure de gallium. Ensuite, le GaCl est transporté par des gaz vecteurs comme l'hydrogène vers le substrat, habituellement le saphir ou il réagit avec l'ammoniac (NH₃) à des températures entre 900 °C et 1100 °C pour former des couches de GaN selon les réactions :



La figure II.9 montre le principe mis en œuvre pour la croissance des couches GaN avec cette technique. L'avantage de la HVPE est le taux de croissance élevé, il est de l'ordre de 100 µm/h [21]. La HVPE peut être couplée avec une autre technique appelée ablation laser pour enlever le substrat après avoir déposé une couche épaisse de GaN pour avoir au final du GaN dit « freestanding ».

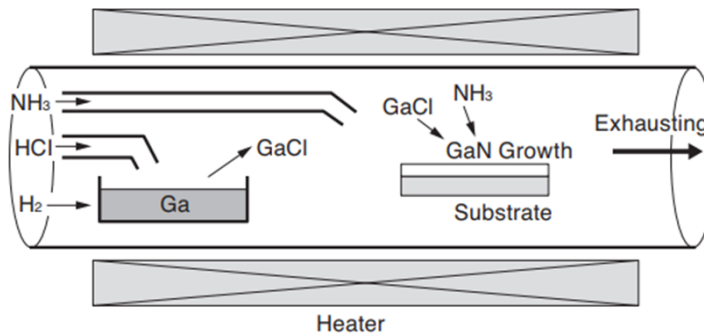


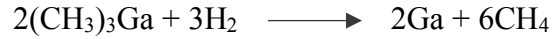
Figure II. 9: Schéma représentant le principe de croissance du GaN par HVPE [22].

II.5.2 Épitaxie en Phase Vapeur aux organométalliques (MetalOrganic Chemical Vapour Deposition MOCVD)

L'Épitaxie en Phase Vapeur aux Organo-Métalliques est une technique de croissance chimique utilisant des composés organométalliques comme gaz précurseur des éléments métalliques. Le principe de cette technique est qu'un gaz vecteur généralement l'hydrogène amène les réactifs gazeux sur un substrat chauffé où ils réagissent chimiquement pour former une couche semiconductrice.

Pour la croissance du GaN, le triméthylgallium (Ga(CH₃)₃) et l'ammoniac (NH₃) sont utilisés comme gaz précurseurs. Ils sont amenés par l'hydrogène dans la chambre principale dans laquelle a lieu plusieurs réactions chimiques. Les molécules des gaz précurseurs se pyrolysent au contact du substrat chauffé entre 1000 °C et 1100 °C et

s'adsorbent sur sa surface. Une fois le GaN formé, les résidus des précurseurs sont évacués par le gaz vecteur selon les réactions suivantes :



L'Épitaxie en Phase Vapeur aux Organo-Métalliques (MOCVD) est devenue la méthode la plus utilisée en industrie pour la croissance du GaN pour plusieurs raisons :

- Sa qualité supérieure en termes de contrôle de composition et d'uniformité.
- Le taux de croissance raisonnables (1-2 $\mu\text{m/h}$).
- Utilisation de sources chimiques de haute pureté.

Pour obtenir une couche de GaN avec moins de défauts, il faut respecter deux aspects :

- Le substrat doit être maintenu à une température d'environ 1000 °C à 1100 °C pour permettre une dissociation suffisante de la molécule NH_3 .
- Le rapport molaire N/Ga doit rester élevé afin de compenser les pertes des molécules d'azote qui ne se décomposent pas facilement à la surface du substrat et retournent à la phase gazeuse.

La figure II.10 illustre un schéma d'un réacteur MOCVD.

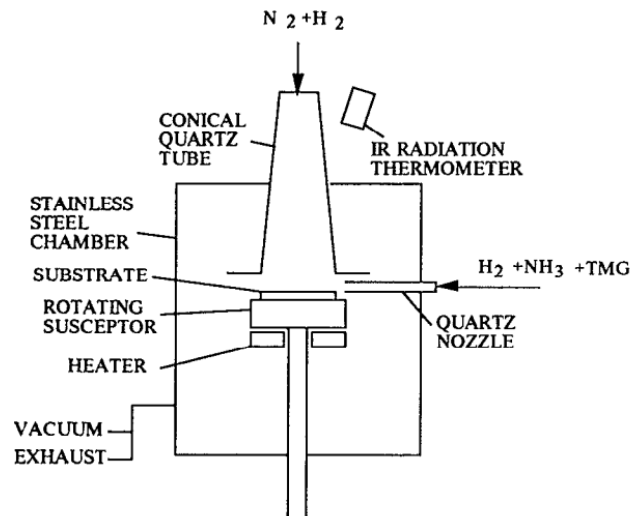


Figure II. 10: Schéma représentant le principe de croissance du GaN par [23].

II.5.3 Épitaxie par jet moléculaire (Molecular Beam Epitaxy MBE)

L'Épitaxie par Jet Moléculaire EJM ou MBE est une technique de croissance de couches minces sous ultravide. Elle consiste à envoyer un ou plusieurs jets moléculaires vers un substrat préalablement choisi placé sur un porte échantillon chauffant. Les matériaux source solide sont disposés dans des creusets situés dans des cellules appelées *cellule de Knudsen*. Les matériaux sources sont chauffés à haute température pour les évaporer, puis se condensent sur le substrat. Pour la croissance de GaN, le gallium (Ga) est stocké dans des creusets chauffés à des températures entre 700 et 900°C par effet Joule pour se sublimer. L'ammoniac qui est la source d'azote est très stable à ces températures. Un craquage de molécules NH_3 à l'aide d'une source plasma radio fréquence (RF) ou par résonance électron-cyclotron (ECR) est nécessaire. Ensuite, les atomes de (Ga) et (N) vont se condenser et s'assembler sur un substrat tournant pour former des couches minces de GaN. Le RHEED (Diffraction d'électrons rapides sous incidence rasante) est généralement couplé au bâti MBE. Il permet de suivre en temps réel l'évolution de la croissance cristalline. La figure II.11 montre un schéma du bâti de croissance MBE.

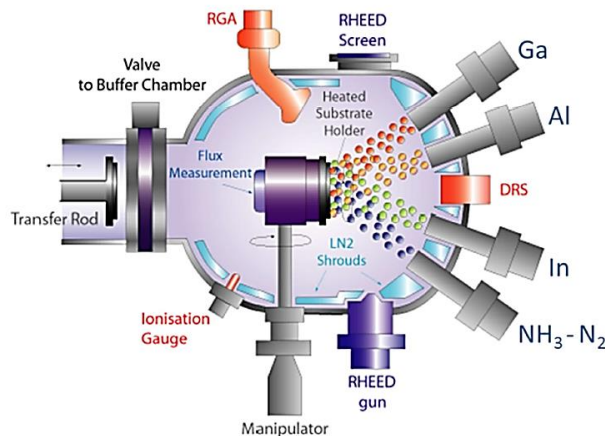


Figure II. 11: Schéma représentant le bâti de croissance MBE [24].

Les principaux avantages de cette technique sont :

- Obtention de couches de haute qualité cristalline.
- Obtention de couches de haute pureté.
- Contrôle facile du dopage.
- Contrôle de l'épaisseur de la couche épitaxiée en raison de la faible vitesse de dépôt.

II.6 Les substrats utilisés pour la croissance du GaN

Les substrats généralement utilisés pour la croissance du GaN sont : le silicium (Si) [13], le saphir (Al_2O_3) [25], le carbure de silicium (SiC) [26]. Dans cette partie, nous allons discuter les avantages et les inconvénients de chaque substrat.

II.6.1 Le saphir

Le saphir (Al_2O_3) est le substrat le plus utilisé pour la croissance du GaN pour les applications optoélectroniques. Il possède un coefficient de dilatation thermique qui s'approche de celui du GaN, un coût relativement faible, et disponible en substrats de 6 pouces. Le désaccord de maille entre le saphir et le GaN est de l'ordre de 30%, cependant, lors de la croissance, il est réduit de moitié (14%) grâce à une rotation de la maille de GaN d'environ 30° par rapport au saphir comme illustré dans la figure II.12.

Malgré ce désaccord de maille, les couches GaN crues sur saphir présentent une densité de dislocation élevée. Pour la diminuer, une couche de nucléation en AlN de quelques nanomètres est déposée à basse température entre le GaN et le saphir [6]. Cette dernière permet de limiter la propagation des dislocations dans le GaN, et donc améliorer les performances des dispositifs. L'inconvénient majeur du saphir est sa mauvaise conductivité thermique, cela le rend peu adapté pour la réalisation des composants de puissance.

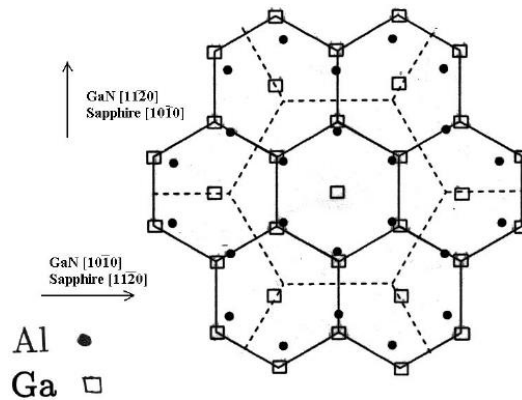


Figure II. 12: Désaccord de maille entre le GaN et le saphir [27].

II.6.2 Le carbure de silicium

Le carbure de silicium (SiC) est le substrat le plus adapté pour la croissance du GaN. Il a la meilleure conductivité thermique, par rapport aux autres substrats. Le désaccord de

maille et le coefficient de dilatation thermique sont respectivement 4% et 35% avec le GaN. Les couches de GaN épitaxiées sur ce type de substrat démontrent une excellente qualité cristallographique: le taux de dislocations est d'environ $10^7 - 10^8 \text{ cm}^{-2}$ notamment grâce à l'ajout d'une couche de nucléation en AlN comme le montre la figure II.13 [28]. Les inconvénients majeurs de ce substrat sont son cout qui reste relativement élevé et la taille des substrats présents sur le marché.

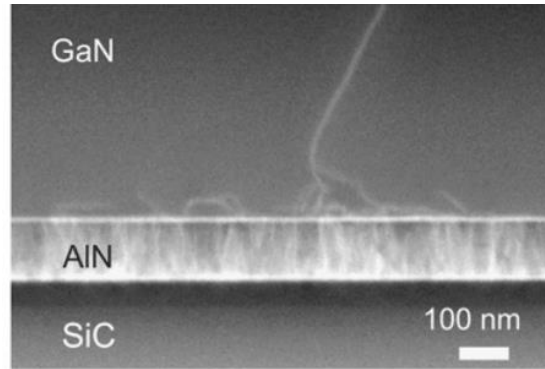


Figure II. 13: STEM image d'une couche de GaN crue sur SiC avec une couche de nucléation d'AlN [28].

II.6.3 Le silicium

Le Silicium est un des substrats les plus utilisés pour la croissance du GaN, grâce à son prix très compétitif, sa disponibilité, et sa bonne conductivité thermique. À cause du désaccord de maille important entre le GaN et le Si (111) (17%), et la différence importante entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux, les couches du GaN crues sur Si présentent généralement une concentration de défauts importante, ainsi que des craques en surface. Contrairement aux substrats de saphir et de carbure de silicium, le Si (111) possède une maille plus grande que celle du GaN. Par conséquent, la couche de GaN se trouve contrainte en compression. Fu et al., [29] ont montré que la contrainte dépend des conditions de croissance et du refroidissement. Pour obtenir une couche GaN avec une faible densité de défauts, la contrainte doit être minimisée. Pour ce faire, il est nécessaire d'intercaler une couche de nucléation d'AlN [30], ou des super-réseaux AlN/GaN [31] entre le substrat et le GaN volumique comme le montre la figure II.14.

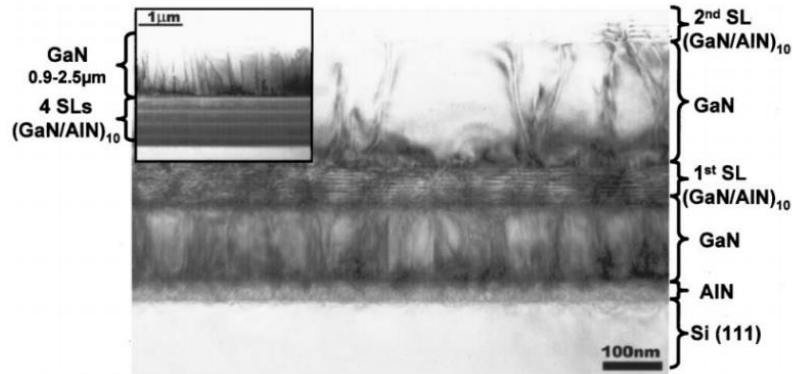


Figure II. 14: Image pris par microscopie électronique en transmission (TEM) de super-réseau AlN/GaN déposé sur GaN/AlN/Si [31].

La figure II.15 présente une comparaison entre les différents substrats utilisés pour la croissance du GaN, selon le coût, la conductivité thermique, le désaccord de maille, le coefficient de dilatation thermique et la disponibilité en taille.

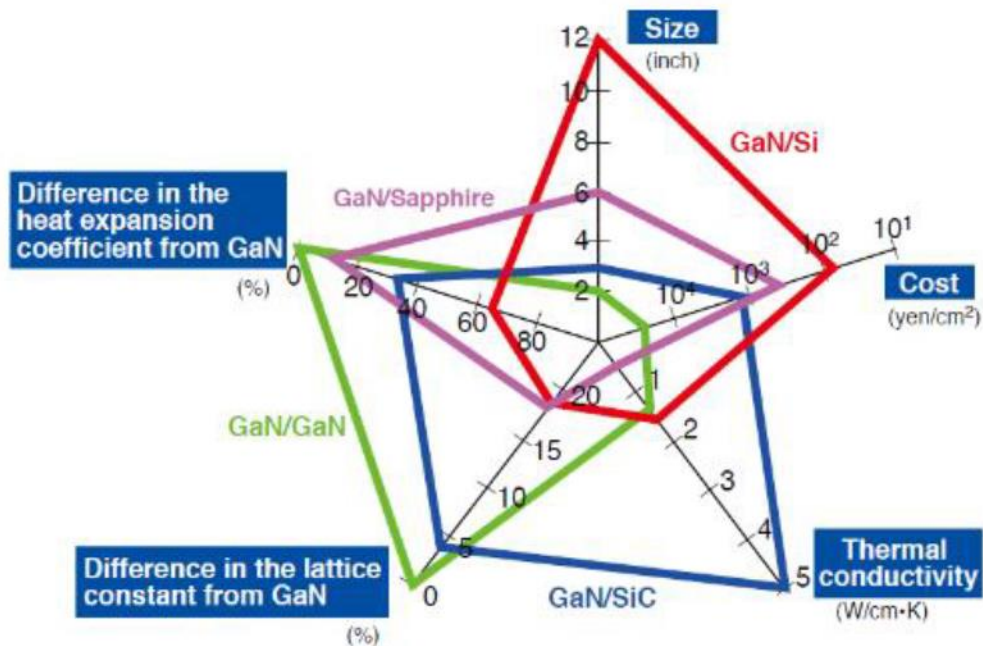


Figure II. 15: Comparaison entre les différents substrats utilisés pour la croissance du GaN (Egawa. 2012).

CHAPITRE III GÉNÉRALITÉS SUR LES HEMTs AlGa_xN/GaN

L'un des aspects les plus intéressants liés aux matériaux GaN est la possibilité de former des hétérostructures AlGa_xN/GaN, dans lesquelles un gaz d'électrons bidimensionnel (2DEG) est formé à l'hétérojonction. Dans ce chapitre, la formation du gaz 2DEG ainsi que le principe de fonctionnement des transistors HEMTs AlGa_xN/GaN sont expliqués en se basant sur l'évolution de la structure de bandes et des polarisations spontanée et piézoélectrique des matériaux associés. Finalement, un état de l'art sur les approches possibles utilisées pour la fabrication des HEMTs AlGa_xN/GaN à enrichissement (*Normally-OFF*) y est détaillé.

III.1 Physique de l'hétérostructure Al_xGa_{1-x}N/GaN

La structure d'un transistor à haute mobilité électronique HEMT AlGa_xN/GaN repose sur l'élaboration d'une hétérostructure à partir de deux matériaux différents. Un alliage ternaire Al_xGa_{1-x}N avec une large bande interdite, appelé couche barrière, est épitaxié sur une couche tampon de GaN non-intentionnellement dopée (nid) avec une largeur de bande interdite plus petite (la couche intermédiaire disposée en aval est appelée couche canal et est élaborée de manière spécifique). Les paramètres de maille de la couche Al_xGa_{1-x}N peuvent se déduire des paramètres du GaN et de l'AlN par interpolation linéaire de la loi de Végard [32] selon l'équation III.1.

$$a(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}) = x \cdot a(\text{AlN}) + (1 - x) \cdot a(\text{GaN}) \quad (\text{III.1})$$

La particularité de l'Al_xGa_{1-x}N est la possibilité d'adapter son paramètre de maille et sa largeur de bande interdite en faisant varier le taux d'aluminium (x). La figure III.1 (a) montre la variation des paramètres de maille « a » et « c », ainsi que la largeur de la bande interdite (b) en fonction du taux d'Al. On remarque que plus le taux d'Al augmente pour tendre vers AlN, plus le paramètre de maille diminue, et la largeur de la bande interdite augmente. Par contre, la variation de l'énergie de bande interdite de l'Al_xGa_{1-x}N en fonction du taux d'Al n'est pas linéaire mais quadratique. Un coefficient correction noté b

(bowing en anglais) est donc introduit afin de corriger l'évolution linéaire selon l'équation III.2 [33]. Il vaut environ 1 eV pour l' $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ hexagonal.

$$E_g(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}) = x \cdot E_g(\text{AlN}) + (1 - x)[E_g(\text{GaN}) - x \cdot b] \quad (\text{III.2})$$

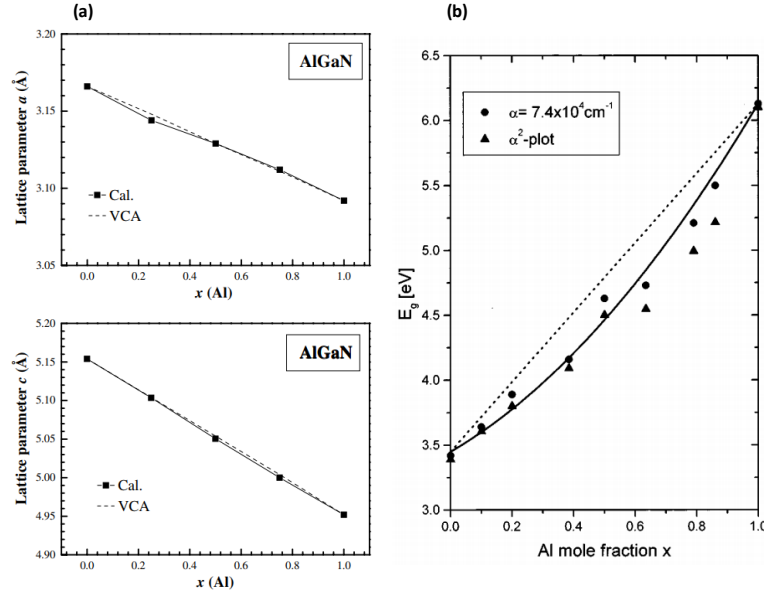


Figure III. 1: (a) Variation des paramètres de maille « a » et « c », et (b) la largeur de la bande interdite en fonction du taux d'Al [34] [35].

Le désaccord en paramètre de maille dans une hétérostructure engendre des contraintes internes à la dite-couche. En effet, le désaccord de maille entre l'AlGaN et le GaN rend la couche d'AlGaN contrainte en tension. Une polarisation piézoélectrique est alors créée dans la couche d'AlGaN, et est ajoutée à la polarisation spontanée déjà existante à l'état relaxé. À l'équilibre thermodynamique, les niveaux de Fermi des deux semiconducteurs s'alignent. Une courbure de bande apparaît au voisinage de l'hétérojonction AlGaN/GaN donnant naissance à un puits quantique peuplé par un gaz d'électron bidimensionnel.

La figure III.2 présente l'orientation des polarisations de la couche d'AlGaN sur une couche épaisse de GaN. Dans le cas d'une structure GaN face (Ga), lorsque la couche d'AlGaN est contrainte en tension, les polarisations piézoélectrique et spontanée pointent dans la même direction et sont orientées en sens contraire de l'axe [0001] (pointe vers le substrat). Si la couche d'AlGaN était contrainte en compression, le vecteur de polarisation piézoélectrique aurait un sens opposé à la polarisation spontanée.

La polarisation globale à l'interface est équivalente à la somme algébrique des composantes piézoélectriques et spontanées. La valeur de la polarisation à l'interface AlGa_xN/GaN est donc donnée par la formule suivante :

$$\Delta P = P_{pz \text{ AlGa}_x\text{N}} + P_{sp \text{ AlGa}_x\text{N}} - P_{sp \text{ GaN}} \quad (\text{III.3})$$

La polarisation piézoélectrique de la couche Al_xGa_{1-x}N peut être quantifiée en utilisant la loi de Végard à partir des données de polarisation spontanée du GaN et de l'AlN selon les équations III.4 et III.5 :

$$P_{sp \text{ Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}} = x \cdot P_{sp \text{ AlN}} + (1 - x) P_{sp \text{ GaN}} \quad (\text{III.4})$$

$$P_{sp \text{ Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}} = -0.09 x - 0.034 (1 - x) \quad (\text{III.5})$$

La polarisation piézoélectrique de la couche Al_xGa_{1-x}N est donnée suivant l'équation III.6. Elle est quantifiée à partir du degré de relaxation $r(x)$ de la couche Al_xGa_{1-x}N en tenant compte de la contrainte de cette dernière en fonction du taux d'Al.

$$\vec{p}_{pz} = 2(1 - r(x)) \frac{a(x) - a_0}{a(x)} \left(e_{31}(x) - e_{33}(x) \frac{C_{13}(x)}{C_{31}(x)} \right) \vec{e}_z \quad (\text{III.6})$$

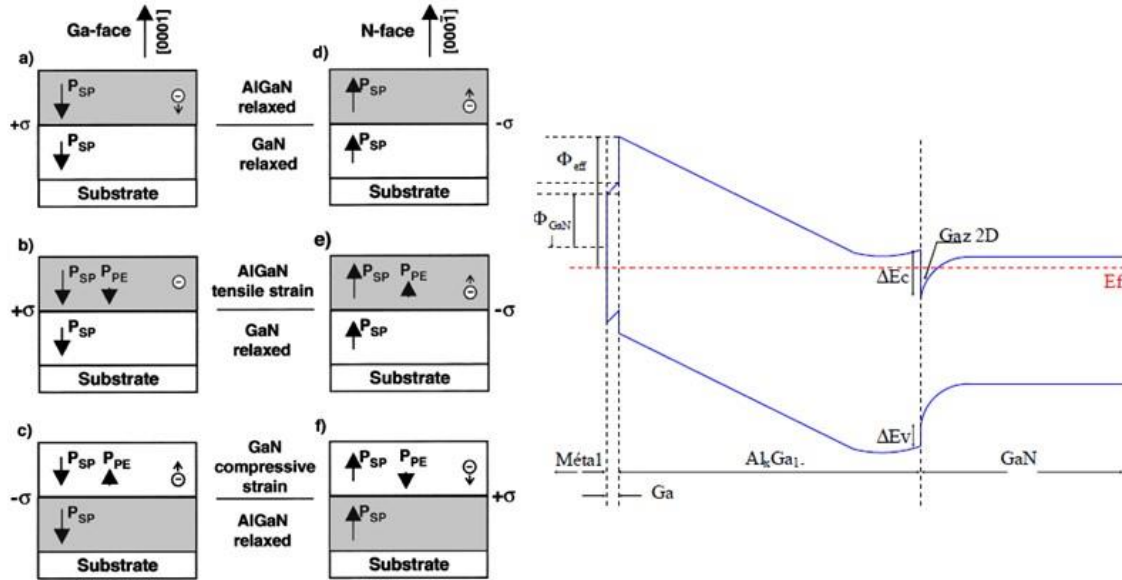


Figure III. 2: Polarisation spontanée et piézoélectrique, et diagramme de bande d'un hétérostructure AlGa_xN/GaN face Ga et N [20].

III.2 Origine des électrons dans le puits 2D

Plusieurs travaux ont été rapporté dans le but de comprendre l'origine des électrons dans le gaz 2D. Ibbetson et al., ont proposé une hypothèse basée sur l'ensemble des charges présentes dans une hétérostructure AlGa_N/Ga_N [36]. Il faut noter que l'hypothèse d'Ibbetson est basé sur un modèle et des approximations.

Les charges présentes dans une hétérostructure AlGa_N/Ga_N sont :

- Deux charges $+\sigma_{pol}$ et $-\sigma_{pol}$ présentent aux deux extrémités de la couche AlGa_N engendrées par les polarisations spontanée et piézoélectrique.
- Une charge volumique $+\sigma_{AlGaN}$ engendrée par la présence de donneurs ionisés dans la couche AlGa_N.
- Les charges σ_{buffer} présentes dans la couche Ga_N buffer.
- Les charges $\sigma_{surface}$ dues à des états de surfaces ionisés.

La somme de ces charges doit être égal à la charge du gaz 2D selon l'équation III.7 :

$$\sum \sigma_{AlGaN/GaN} = q \cdot n_s \quad (III.7)$$

Avec :

n_s : La densité surfacique d'électrons.

q : La charge d'électron

En l'absence d'une tension appliquée à l'hétérostructure AlGa_N/Ga_N, la somme des charges est nulle. De plus, les deux charges de polarisation de la couches AlGa_N $+\sigma_{pol}$ et $-\sigma_{pol}$ s'annulent. Les charges σ_{buffer} sont négligées car la couche Ga_N n'est pas dopée. On obtient alors :

$$\sigma_{surface} + \sigma_{AlGaN} - q \cdot n_s = 0 \quad (III.8)$$

Comme la couche Ga_N n'est pas dopée, la charge volumique $+\sigma_{AlGaN}$ est nulle. L'équation III.8 devient :

$$\sigma_{surface} = q \cdot n_s \quad (III.9)$$

Donc, on peut dire que la présence des électrons dans le puits 2D est causée par les états de donneurs ionisées présents à la surface de l'hétérostructure AlGa_N/Ga_N.

- Dans le cas où la couche barrière AlGaN est trop fine (sous l'épaisseur critique), les états de surfaces sont situés sous le niveau de Fermi. Ils sont donc considérés comme des états neutres. La densité surfacique d'électrons est dans ce cas inférieure à 10^{12} cm^{-2} .
- Dans le cas où la couche barrière AlGaN est assez épaisse (supérieur ou égale à l'épaisseur critique), le potentiel de surface augmente et le niveau des états de surface se déplace au-dessus du niveau de Fermi. Les électrons vont donc se déplacer via le champ de polarisation totale et alimente le puits 2D comme illustrer dans la figure III.3.

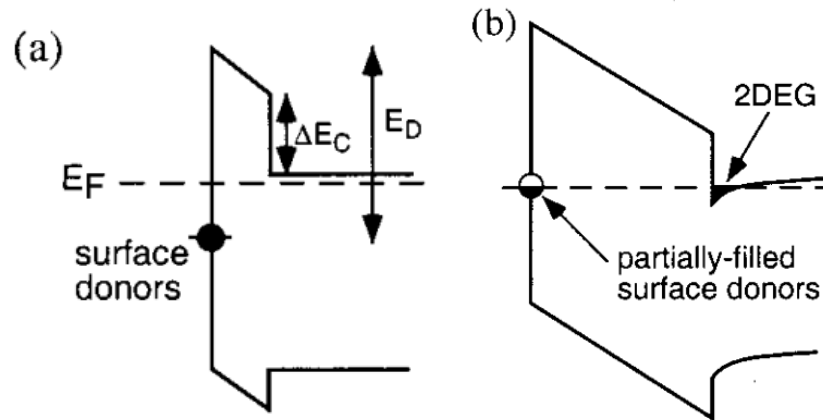


Figure III. 3: Illustration schématique du modèle d'Ibbetson [36].

III.3 Composition de l'hétérostructure d'un HEMT AlGaN/GaN

Le HEMT (High Electron Mobility Transistors, en français : transistor à haute mobilité électronique) appartient à la famille des transistors à effet de champ. Il est un cas particulier du MESFET (Metal Semiconductor Field Effect Transistor). Le HEMT basé sur l'hétérojonction AlGaN/GaN, a été rapporté pour la première fois en 1993 grâce aux travaux pionniers de Khan [10]. La structure typique d'un transistor HEMT AlGaN/GaN est représentée dans la figure III.4.

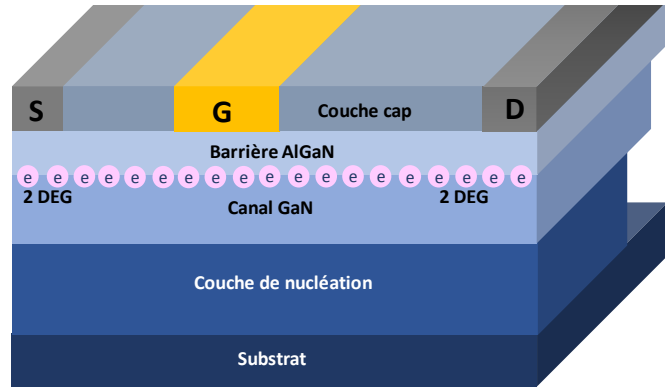
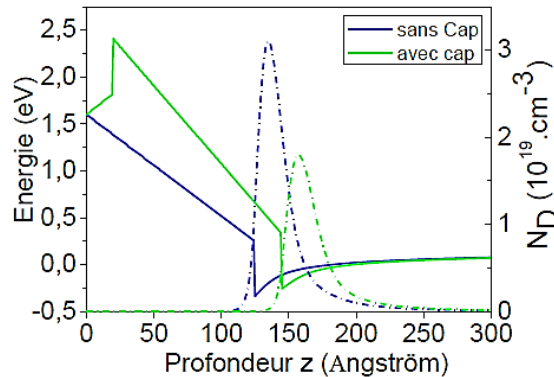


Figure III. 4: Structure typique d'un HEMT AlGaIn/GaN

La structure épitaxiale est composée d'une :

Couche cap GaN: c'est une couche optionnelle qui permet la protection de la couche barrière AlGaIn de son environnement, on pourrait penser qu'elle permettrait le rehaussement de la hauteur de barrière Schottky afin de limiter les courants de fuites par la grille [37]. Son épaisseur varie entre 0.5 nm et 5 nm. La figure III.5 montre un diagramme de bande ainsi que le densité l'électrons d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.29}\text{Ga}_{0.71}\text{N}/\text{GaN}$ avec une épaisseur de la couche barrière de 10 nm, avec et sans cap GaN de 0.5 nm.

Figure III. 5: Diagramme de bande d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.29}\text{Ga}_{0.71}\text{N}/\text{GaN}$ avec et sans cap GaN [38].

Cependant, la couche de GaN ainsi constituée ne joue toujours pas son rôle. Souvent qualifiée de couche à dopage résiduel et mal-structurée, elle aurait plutôt tendance à réduire la hauteur de barrière vu de la surface de l'hétérostructure et augmenter les courants de fuites.

La barrière AlGaIn: C'est la couche qui a une bande interdite élevée, elle permet la formation du gaz bidimensionnel à l'interface avec le GaN grâce à l'effet des différentes polarisations (piézoélectrique et spontanée), et la différence de la bande interdite.

L'épaisseur de la barrière est un paramètre important à maîtriser. Lorsque la barrière est trop fine, les états de surface donneurs sont localisés en dessous du niveau de Fermi. Dans ce cas, la formation du puit quantique n'a pas lieu [36]. À partir d'une certaine épaisseur de barrière appelée épaisseur critique, les effets de polarisation piézoélectrique sont suffisants pour faire migrer les états de surface au-dessus du niveau de Fermi. Cela conduit à la formation d'un puit quantique à l'interface AlGaIn/GaN. À partir de cette épaisseur, la densité d'électron augmente puis sature.

Lorsque la couche barrière devient trop épaisse, la surface de l'hétérostructure est écrantée vis à vis du puits 2D et l'alimente de moins en moins jusqu'à quasi-saturation en densité d'électrons. La figure III.6 (a) montre l'évolution de la densité de charge n_s en fonction de l'épaisseur de la barrière AlGaIn d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.34}\text{Ga}_{0.66}\text{N}/\text{GaN}$.

La fraction molaire d'aluminium est aussi un paramètre important à contrôler. La figure III.6 (b) montre la variation de la densité de charge n_s en fonction du taux d'aluminium dans une barrière AlGaIn d'une épaisseur de 20 et 40 nm. On remarque que plus le taux d'Al augmente, plus la densité d'électrons dans le puits augmente jusqu'à ce qu'elle finisse par saturer. Cela est due à l'augmentation de la contrainte et donc l'augmentation de la polarisation piézoélectrique puisque le paramètre de maille de l'AlGaIn diminue avec l'augmentation du taux d'Al (Figure III.1). Au-dessus de 38%, la couche d'AlGaIn devient relaxée [39].

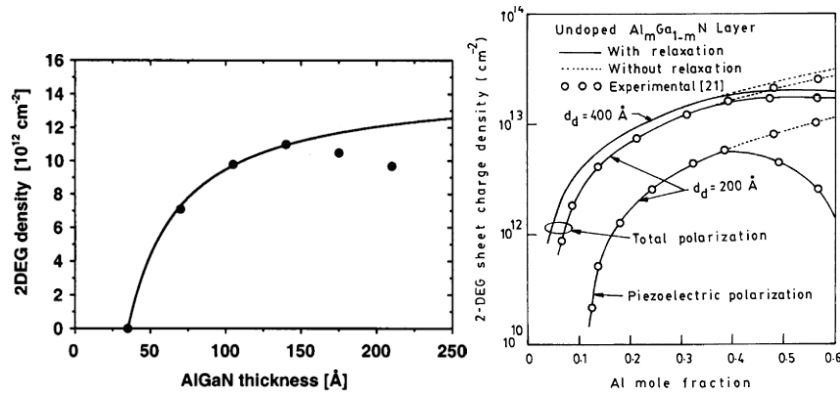


Figure III. 6: Évolution de la densité de charge n_s en fonction de l'épaisseur de la barrière (a), et du taux d'aluminium dans la barrière [36], [40].

Couche d'exclusion: C'est une couche optionnelle dont l'épaisseur est généralement inférieure à 2 nm. Comme la largeur de bande interdite de l'AlN est élevée (6.2 eV), la discontinuité de la bande de conduction entre la barrière et le canal augmente. Le confinement des électrons dans le gaz 2DEG est donc amélioré ainsi que la densité surfacique d'électrons dans le gaz 2DEG [41]. La couche d'AlN permet aussi d'augmenter la mobilité électronique, en réduisant les interactions entre les électrons du gaz 2DEG avec les atomes d'aluminium présents dans la couche barrière. La figure III.7 représente le diagramme de bande ainsi que la densité d'électrons dans le cas d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.29}\text{Ga}_{0.71}\text{N}/\text{GaN}$ avec espaceur AlN. L'épaisseur de la barrière et l'espaceur sont de 10 nm et 1 nm respectivement.

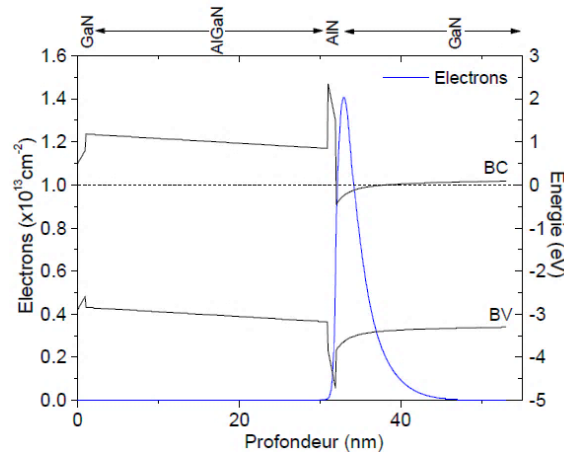


Figure III. 7: Diagramme de bande et de la densité d'électrons d'une hétérostructure GaN/AlGaIn/GaN avec une couche d'exclusion AlN d'une épaisseur de 1 nm [42].

La couche buffer GaN: Appelée aussi couche tampon permet la formation du canal conducteur relatif au transport des électrons dans le puits 2D. Son épaisseur est généralement supérieure à 0.4 μm [43]. À cause de son épaisseur élevée, la couche de GaN tampon est relaxée, et ne présente donc pas de polarisation piézoélectrique. La qualité cristallographique de cette couche est très importante pour pouvoir limiter les diffusions possibles (dislocations, dopage résiduel, rugosité de surface) qui nuisent au bon fonctionnement du transistor et à sa fiabilité.

La couche de nucléation: C'est une couche de transition entre le substrat et la couche de GaN tampon. Elle permet une croissance d'une couche de GaN de meilleure qualité et permet de réduire la densité de dislocations [44].

Le substrat: C'est la couche support sur laquelle se fait la croissance des différentes couches. Les différents substrats utilisés pour la croissance du GaN ont été abordés dans le chapitre II.

III.4 Principe de fonctionnement des HEMTs AlGaIn/GaN

Le principe de fonctionnement des transistors HEMTs repose sur la présence du gaz bidimensionnel 2DEG à l'interface de l'hétérostructure AlGaIn/GaN. Le HEMT est un dispositif à trois bornes, le courant circule entre les deux contacts ohmiques (source et drain) et il est commandé par l'électrode de grille (contact Schottky ou MOS). Cette dernière permet de contrôler la densité d'électrons dans le canal du transistor, et donc contrôle le courant de drain (I_{DS}). L'expression qui relie la densité d'électrons dans le canal à la tension appliquée est donnée par l'équation III.10.

$$n_s = \frac{\varepsilon_{AlGaIn}}{q(d_{AlGaIn} + \Delta d)} (V_{GS} - V_{TH}) \quad (III.10)$$

Avec :

n_s : La densité surfacique d'électrons

d_{AlGaIn} : l'épaisseur de la barrière AlGaIn.

Δd : L'épaisseur du gaz 2DEG.

V_{GS} : La tension appliquée à la grille.

V_{TH} : La tension de seuil.

Lorsque $V_{GS} = V_{TH}$, le terme $(V_{GS} - V_{TH})$ dans l'équation II.2 est nul, ce qui conduit à une densité de charge n_s nulle. Le canal est fermé, et aucun courant I_{DS} ne circule entre la source et le drain.

Lorsque $V_{DS} < V_{GS} - V_{TH}$: le canal est ouvert, et le courant I_{DS} est non nul. Pour des faibles tensions V_{DS} , la circulation du courant augmente de façon linéaire ou la vitesse des électrons dans le canal est proportionnelle au champ électrique appliqué. Le courant continu a augmenté jusqu'au pincement du canal (*c'est le régime linéaire*). Ce courant est donné par l'équation III.11.

$$I_{DS} = q n_s v_d(E) W_G \quad (III.11)$$

Avec :

v_d : La vitesse de dérive des électrons en fonction du champ électrique E.

W_G : Le développement ou la largeur du transistor.

Lorsque $V_{DS} > V_{GS} - V_{TH}$: la zone de charge d'espace s'étale vers le canal du côté drain (due à la polarisation du drain). Cela continue jusqu'à un point où le flux d'électrons dans le canal est restreint et limite la quantité d'électrons qui peuvent passer vers le drain. À ce stade, le transistor passe dans *le régime de saturation* et toute augmentation supplémentaire de la polarisation du drain n'entraîne pas une augmentation du courant. Le courant I_{DS} dans cette région est donné par l'équation III.12.

$$I_{DS} = \frac{\epsilon_{AlGaIn} v_{sat} W_G}{(d_{AlGaIn} + \Delta d)} (V_{GS} - V_{TH}) \quad (III.12)$$

La figure III.8 présente un réseau de caractéristiques courant-tension $I_{DS}(V_{DS}, V_{GS})$ d'un transistor HEMT AlGaIn/GaN.

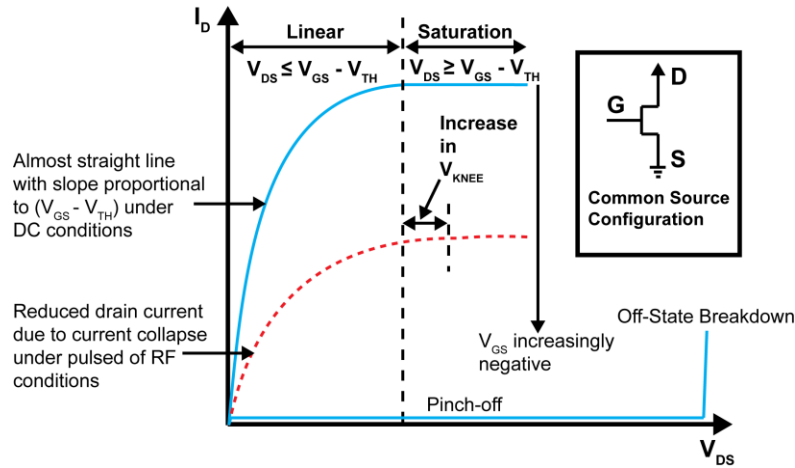


Figure III. 8: Réseau de caractéristiques de sortie $I_{DS}(V_{DS}, V_{GS})$ d'un transistor HEMT AlGaIn/GaN[45].

En regardant la courbe de transfert $I_{DS}-V_{GS}$ (figure III.9) pour une tension V_{DS} fixe, le courant I_{DS} augmente avec l'augmentation de la polarisation de grille. Pour une technologie *Normally-ON*, le canal est ouvert à $V_{GS} = 0$ V. Lorsqu'on applique une tension négative sur la grille ($V_{GS} < 0$), le canal est déplété sous la grille et cause la diminution du courant I_{DS} . La valeur de V_{GS} pour laquelle le canal est pincé, est appelée tension de seuil (V_{TH}). Il y'a plusieurs façons pour extraire la tension de seuil. Dans la partie état de l'art la tension de seuil est extraite par projection de la pente de la fonction de transfert I_{DS} au maximum du pic de la transconductance sur l'axe des abscisses (V_{GS}), ou par extraction de la valeur de la tension V_{GS} lorsque le courant I_{DS} est équivalent à 1 mA/mm.

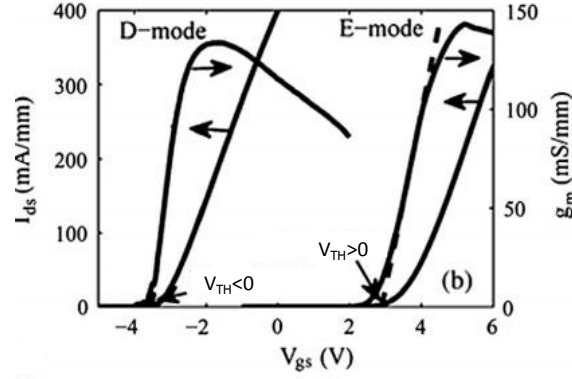


Figure III. 9: Exemple de caractéristiques de transfert I_{DS} - V_{GS} de deux transistors HEMTs AlGaIn/GaN (à enrichissement et en déplétion) [46].

- La transconductance de sortie (g_m) est définie comme la variation du courant I_{DS} en fonction de la tension de polarisation de grille V_{GS} , pour une tension V_{DS} constante. Elle traduit l'efficacité de la modulation du courant dans le canal par la tension appliquée sur la grille.

$$g_m = \left. \frac{\partial I_{DS}}{\partial V_{GS}} \right|_{(V_{DS} \text{ constante})} \quad (\text{III.13})$$

Le maximum de la transconductance $g_{m,max}$ traduit le point de polarisation pour lequel le contrôle du courant par la grille est maximal. Pour un transistor idéal, c'est-à-dire sans résistance d'accès, on parle de transconductance intrinsèque $g_{m,max,int}$ et s'exprime suivant l'équation III.14 :

$$g_{m,max,int} = \frac{\epsilon_{bar} v_{sat} W_G}{(d_{AlGaIn} + \Delta d)} \quad (\text{III.14})$$

La valeur extrinsèque de la transconductance maximale, nommée $g_{m,max,ext}$ est définie selon l'équation III.15, elle dépend des paramètres technologiques.

$$g_{m,max,ext} = \frac{g_{m,max,int}}{1 + R_s g_{m,max,int}} \quad (\text{III.15})$$

Avec

R_s : Résistance de la source.

Pour avoir un contrôle maximal, il est nécessaire de minimiser la résistance d'accès, donc les résistances de contact R_c , la longueur source-grille L_{SG} (paramètres qui dépend de la technologie) et la résistance de feuille R_{\square} (paramètre dépendant de l'épitaxie). De plus, pour augmenter la transconductance, il faut réduire l'épaisseur de barrière sans augmenter la résistance R_s . Les résistances de source et de drain s'expriment sous la forme :

$$R_s = \frac{R_c}{W_G} + \frac{L_{GS}R_{\square}}{W_G} \quad (\text{III.16})$$

$$R_d = \frac{R_c}{W_G} + \frac{L_{GD}R_{\square}}{W_G} \quad (\text{III.17})$$

- La conductance de sortie (g_d) représente la variation du courant I_{DS} en fonction de la tension de polarisation drain-source pour une tension V_{GS} constante.

$$g_d = \left. \frac{\partial I_{DS}}{\partial V_{DS}} \right|_{(V_{GS} \text{ constante})} \quad (\text{III.18})$$

III.5 État de l'art des transistors HEMTs AlGaIn/GaN à enrichissement

Les HEMTs AlGaIn/GaN conventionnels sont des transistors en déplétion (*Normally-ON*), c'est-à-dire que sous une tension de polarisation de grille nulle ($V_{GS} = 0$), le canal est peuplé en électrons. Donc, à l'équilibre, les niveaux d'énergie du puit quantique sont situés au-dessous du niveau de Fermi. Ce type de transistors présente une tension de seuil $V_{TH} < 0$, c'est-à-dire qu'il faut appliquer une tension de grille V_{GS} négative pour dépléter le canal. Les HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-ON* ne conviennent pas pour des applications en électronique de puissance car ils nécessitent un circuit de commande de grille ce qui complique l'architecture des circuits. De ce fait, plusieurs travaux rapportés dans la littérature visent à réaliser des HEMTs AlGaIn/GaN à enrichissement (*Normally-OFF*), c'est-à-dire rendre le canal pincé à $V_{GS} \leq 0$, et conducteur pour une tension V_{GS} positive. Les HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* permettent de supprimer le circuit de commande de grille (architecture cascode) donc, de réduire la complexité, la taille, le coût et la consommation en mode veille des circuits [47] [48]. Ils sont également plus sécuritaires comme commutateur à haute tension puisqu'en absence de commande sur la grille ($V_{GS} = 0$), le canal est ouvert (pas de courant) [47].

La tension de seuil V_{TH} des HEMTs AlGaIn/GaN dépend habituellement de la structure épitaxiale du dispositif, du taux d'aluminium, ainsi que de l'épaisseur de la barrière AlGaIn comme le montre l'équation (III.19).

$$V_{TH} = \phi_B - \Delta E_c - \frac{q N_S}{2\epsilon} d^2 \quad (\text{III.19})$$

Avec :

ϕ_B : Hauteur de barrière Schottky entre la couche barrière AlGaN et le métal de grille.

ΔE_c : Discontinuité de la bande de conduction à l'hétérojonction AlGaN/GaN.

N_s : Densité surfacique des électrons du 2DEG.

d : L'épaisseur de la barrière AlGaN.

Pour rendre la tension de seuil V_{TH} positive, c'est-à-dire concevoir un HEMT AlGaN/GaN *Normally-OFF* (figure III.10), il faut donc varier un de ces paramètres.

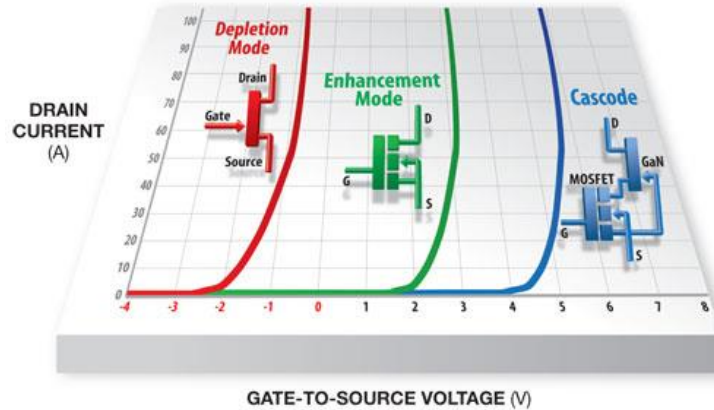


Figure III. 10: Caractéristiques de transfert IDS-VGS pour les différentes technologies HEMTs AlGaN/GaN [49].

III.5.1 Techniques de fabrication des transistors HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF*

III.5.1.1 Implantation des ions fluor

L'idée d'implanter des ions fluor dans la barrière AlGaN des HEMTs SiN/AlGaN/GaN par un plasma fluoré (exemple : CF₄) est liée à la gravure du Si_xN_y pour la réalisation d'une grille Schottky après la passivation de la surface par une couche de Si_xN_y. Une sur-gravure est habituellement utilisée pour assurer l'élimination complète de la couche de Si_xN_y. Les HEMTs fabriqués de cette manière montrent un décalage de la tension de pincement vers les valeurs positives. Ce décalage a permis la première réalisation des HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF* par Y. Cai et al. en 2005.

Y.Cai et al. [50] ont réalisé un HEMT AlGaN/GaN *Normally-OFF* par implantation des ions fluor dans une couche barrière AlGaN d'une épaisseur de 15 nm et un taux d'Al de 30%. L'idée est de faire dépléter le canal 2DEG sous la grille pour avoir un transistor non passant à $V_{GS}=0V$. Pour cela, un traitement par plasma CF₄ à 150 W a été fait sur 2 échantillons, suivi d'un recuit RTA à 400°C pour diminuer les dommages causés par le

plasma. Le fluor est utilisé comme charges négatives qui se fixent en surface (sub-surface) de la couche AlGaIn après avoir soumis la couche à un plasma fluoré. Ces charges introduisent une courbure de bande près de la surface d'AlGaIn et un décalage du minimum de la bande de conduction à l'interface AlGaIn/GaN, pour placer celui-ci au-dessus du niveau de Fermi (Figure III.11). Par conséquent, il n'y a plus d'accumulation d'électrons à l'interface AlGaIn/GaN à $V_{GS}=0$ V sous la grille, ce qui rend les HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* [51]. Le décalage de bande dans la barrière AlGaIn près de la surface augmente avec la puissance et le temps de traitement de plasma. Ceci rend la barrière effective du contact Schottky plus haute. Ainsi, les courants de fuite de grille dans les deux sens sont significativement réduits.

Les caractéristiques de transfert $I_{DS}(V_{GS})$, présentées par les auteurs, montrent la tension de seuil (V_{TH}) du transistor avec et sans implantation des ions de fluor. Ils ont rapporté un décalage de la V_{TH} de -4 V à +0.9 et une réduction de la transconductance de 151 mS/mm à 148 mS/mm sous l'effet du plasma CF_4 . Cela peut être expliqué par la légère dégradation de la mobilité des électrons dans le canal à cause du bombardement au plasma CF_4 . Ceci a été confirmé par des mesures SIMS, où ils ont remarqué la pénétration d'une petite fraction d'ions de fluor dans le canal [50]. Ils ont remarqué qu'un recuit RTA (à 400°C) permet d'augmenter le courant I_{DS} de 85%. Cela confirme que le recuit thermique permet de réduire les dommages causés par le plasma CF_4 à la surface de la barrière AlGaIn, ce qui permet par conséquent d'améliorer la mobilité électronique.

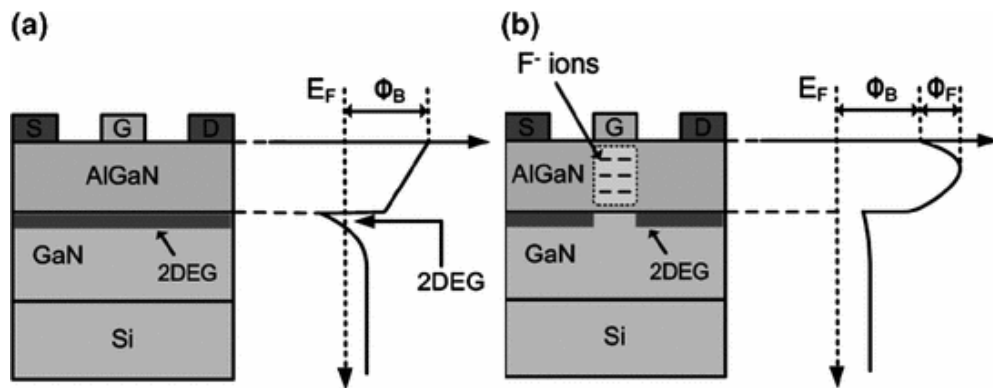


Figure III. 11: Vue en coupe et diagramme d'énergie de la bande de conduction d'un HEMT Normally-ON (a), et d'un HEMT Normally-OFF réalisé par traitement plasma fluoré [51].

Z. Tang et al. [52] ont rapportés une tension V_{TH} de +3.6 V en utilisant un plasma fluoré. Ils ont obtenu un courant I_{DS} de 430 mA/mm, une résistance à l'état passant R_{ON} de 9.8

$\Omega\cdot\text{mm}$, une tension de claquage V_{BR} de 604 V et un courant de fuite de grille très faible grâce à une structure de grille MIS (métal-isolant-semiconducteur) utilisant le Si_3N_4 comme une couche diélectrique.

L'instabilité thermique des ions fluor est un des inconvénients de cette technique. Des études de stress thermique ont montré que les HEMTs AlGaN / GaN *Normally-OFF* traités avec un plasma fluoré sont stables à 200°C pendant plus de 80 jours [53]. À des températures plus élevées, la tension de seuil se décale vers les valeurs négatives [54] [55] rendant ainsi le dispositif instable.

III.5.1.2 Gravure de la couche barrière

Une autre technique a été proposée dans la littérature pour la réalisation d'un transistor HEMT AlGaN/GaN *Normally-OFF*. Elle consiste en la gravure de la couche barrière AlGaN sous la grille. Comme le gaz 2DEG dans les HEMTs AlGaN/GaN est principalement induit par la charge de polarisation de l'hétérojonction [39] et que sa densité dépend également de l'épaisseur de la couche barrière AlGaN [36], la gravure de la barrière AlGaN sous la grille réduit la densité de gaz 2DEG et décale la tension de seuil vers les valeurs positives [56] [57].

T.Hsieh et al. [58] ont gravé la couche d' $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}$ sous la grille par plasma (BCl_3/Cl_2), puis déposé une bicouche de 2 nm d' AlN suivi de 8 nm d' Al_2O_3 par PE-ALD. Cette méthode leur a permis de mettre en évidence dans un premier temps l'influence de la couche d' AlN sur la stabilité de la tension de seuil. Ils ont rapporté une hystérésis de 0.72 V pour la structure utilisant que la couche d' Al_2O_3 . L'ajout d'une couche de 2 nm d' AlN permet de réduire l'hystérésis à 60 mV. Cela confirme que l' AlN permet de réduire la densité des états d'interface et d'avoir une meilleure passivation de la surface. Les dispositifs réalisés montrent une tension de seuil de +1.5 V, un courant I_{DS} de 420 mA/mm à $V_{GS} = 5$ V, une transconductance de 140 mS/mm, ainsi qu'une tension de claquage de 600 V pour une longueur grille-drain de 14.5 μm . La résistance à l'état passant R_{ON} est de 10 $\Omega\cdot\text{mm}$, et le courant de fuites I_{GS} est inférieur à 9×10^{-4} mA/mm à $V_{GS} = +5$ V. La figure III.12 (a) montre une image HRTEM de la structure Ni/ Al_2O_3 / AlN /GaN et (b) les caractéristiques I_{DS} - V_{GS} du transistor MOSHEMT fabriqué.

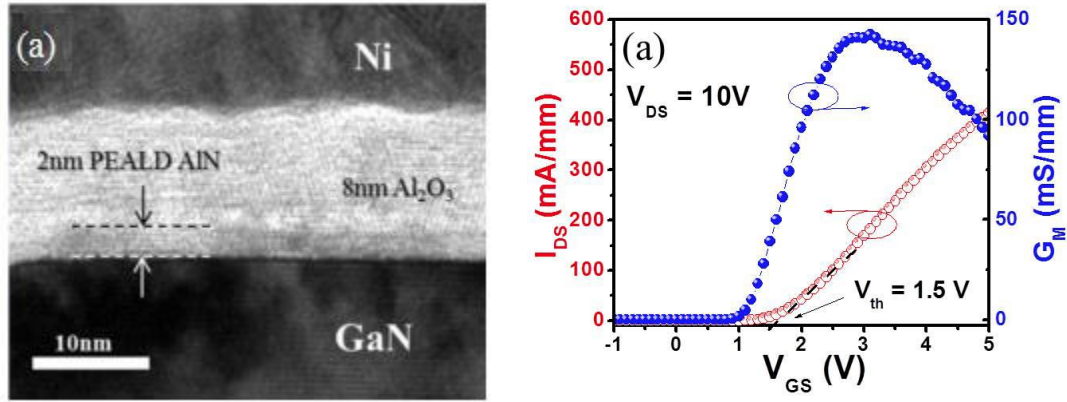


Figure III. 12: (a) Image HRTEM de la structure Ni/Al₂O₃/AlN/GaN et (b) caractéristique de transfert IDS-VGS du transistor MOSHEMT fabriqué[58].

Il est connu que le bombardement par plasma lors de la gravure de la couche barrière AlGaIn peut dégrader la qualité de la surface du GaN en augmentant sa rugosité, ce qui détériore considérablement la mobilité des électrons dans le canal. De plus, la non-reproductibilité des procédés technologiques liés à la finesse de la gravure de la couche barrière et d'autant plus marquée avec la taille des échantillons et à la calibration des bâtis de gravure, conduisant à une non-uniformité des tensions de seuil des transistors fabriqués. Pour éviter ce phénomène, Y. Wang et al. [59] ont proposé de faire une gravure digitale de la barrière d'Al_{0.25}Ga_{0.75}N. Pour cela, ils ont oxydé la couche Al_{0.25}Ga_{0.75}N avec un plasma O₂, puis gravé l'oxyde formé avec une solution de HCl : H₂O (1:10). La barrière de 24 nm a été totalement gravée après 63 cycles d'oxydation/gravure, et des mesures AFM confirme une faible rugosité de la surface du GaN (RMS de l'ordre de 1 nm). Cette technique a permis à Y. Wang et al., d'avoir un MOSHEMT avec une tension de seuil de +1.7 V, un courant IDS de 528 mA/mm à VGS = +8 V avec une hystérésis de 0.7 V, une transconductance de 114 mS/mm et un courant de fuite de grille IGS de 3.5×10^{-4} mA/mm à VDS = +7 V. La tension de claquage tri-terminal obtenue est de 182 V pour une longueur grille-drain de 3 μ m.

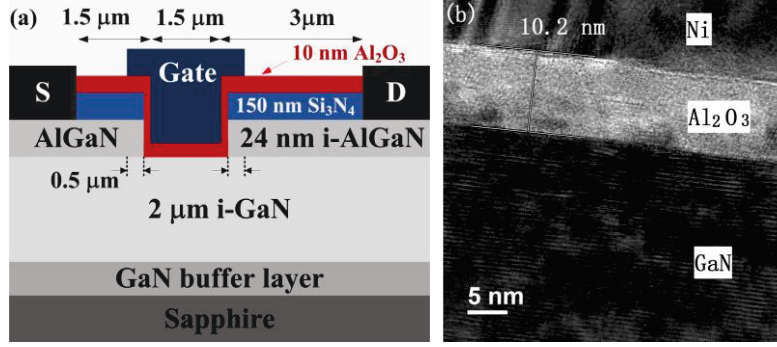


Figure III. 13: (a) Structure épitaxiale du HEMT AlGaN/GaN fabriqué, (b) Image HRTEM de l'interface Al₂O₃/GaN après gravure de la couche barrière dans la région de la grille[59].

L'inconvénient majeur de cette technique est la faible vitesse de gravure de la couche AlGaN. Dans le cas de Wang et al., la vitesse de gravure de la barrière AlGaN est d'environ 5 Å/cycle, ce qui fait 63 cycles d'oxydation/gravure pour graver 24 nm de barrière. Chakroun et al., [60] ont utilisé une couche barrière AlGaN de 4 nm avec un taux d'Al de 45%. La faible épaisseur de la couche AlGaN a permis de faire juste 6 cycles pour graver toute la couche barrière.

Les dispositifs fabriqués montrent une tension de seuil de +0.3 V à $I_{DS} = 1$ mA/mm, un courant I_{DS} de 460 mA/mm à $V_{GS} = 5$ V, une transconductance de 130 mS/mm, ainsi qu'une résistance à l'état passant R_{ON} de 7.8 Ω.mm. Le courant de fuites I_{GS} est inférieur à 1×10^{-9} mA/mm à $V_{GS} = +5$ V. La figure III.14 montre les caractéristiques de transfert I_{DS} - V_{GS} des transistors fabriqués (a) en régime linéaire, et (b) en semi-logarithmique. (La V_{TH} dans ce cas est extraite en relevant la valeur de la tension V_{GS} lorsque le courant I_{DS} est équivalent à 1 mA/mm.)

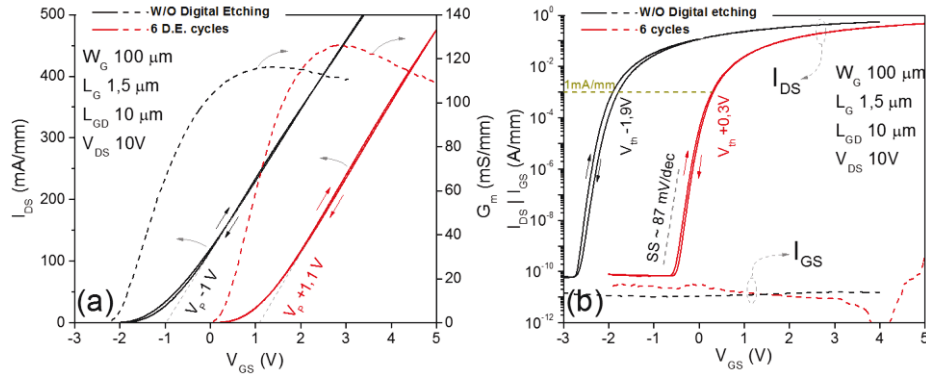


Figure III. 14: Caractéristique I_{DS} - V_{GS} du transistor fabriqué (a) en linéaire, (b) en semi-logarithmique [60].

Une autre façon pour graver la barrière AlGaIn a été réalisée par Xu et al. [61]. La barrière AlGaIn a été oxydée pendant 60 minutes à 615°C, puis gravée en humide dans une solution de KOH à 70°C. Une couche d'Al₂O₃ a été déposée par la suite par ALD permettant de réduire le courant de fuite de grille. La tension de seuil obtenue est de +3 V, le courant de drain maximal I_{DS} est de 250 mA/mm, et le courant de fuite de grille I_{GS} est de 10⁻⁷ mA/mm à V_{DS} = 7 V.

Zhang et al., [62] ont testé la gravure photoélectrochimique de la barrière AlGaIn. Après la formation des contacts ohmiques qui sont utilisés comme anodes, le dispositif a été plongé pendant 6 min dans un électrolyte contenant du 1-butyl-3-methylimidazolium nitrate (C₈H₁₅N₃O₃), et en appliquant une tension de 5 V. La barrière AlGaIn de 20 nm a été gravée avec une vitesse de 2.9 nm/min. Le dispositif fabriqué avec cette technique montre un comportement *Normally-OFF*, avec une tension V_{TH} de +1.2 V, un courant de drain maximal I_{DS} de 426 mA/mm à V_{GS} = 17 V, une résistance à l'état passant R_{ON} de 12.2 Ω.mm, et une tension de claquage V_{BR} de 582V.

L'inconvénient de cette technique de gravure est l'obtention d'une faible mobilité à effet de champ d'une valeur de 206 cm²/V.s après la gravure de la barrière AlGaIn. Cela est due à l'augmentation de la rugosité de la couche GaN. Pour améliorer la rugosité, il faut jouer sur plusieurs paramètres telles que : la tension appliquée, l'intensité de la lumière et le pH de la solution. La figure III.15 montre un schéma représentant la gravure photoélectrochimique de la couche barrière AlGaIn (a), et une comparaison de la mobilité à effet de champ d'un transistor *Normally-ON* fabriqué sans la gravure de la barrière et un transistor *Normally-OFF* fabriqué en utilisant le procédé de la gravure photoélectrochimique.

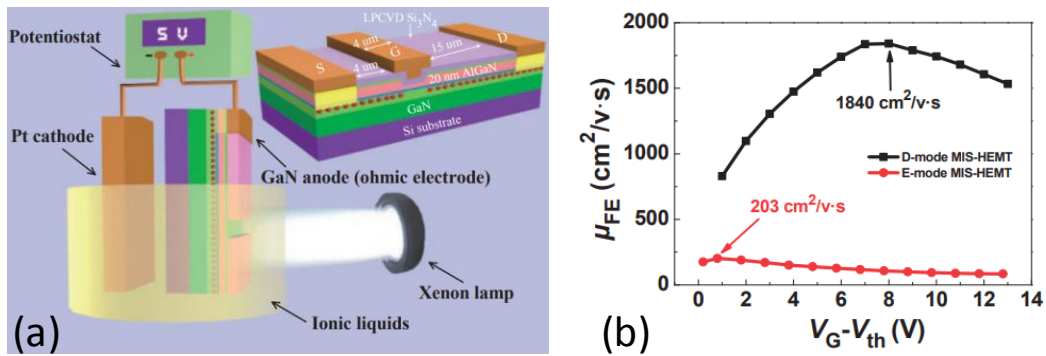


Figure III. 15: Schéma représentant la gravure photoélectrochimique de la barrière AlGaIn (a), et une comparaison de la mobilité à effet de champ entre deux transistors [62].

Huang et al. [63] ont combiné la gravure partielle de la barrière d' $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$ avec l'implantation des ions fluor dans la couche diélectrique Si_3N_4 et dans la couche barrière d'AlGaIn (figure III.16). L'implantation des ions fluor dans les deux couches permet aux ions F^- d'être piégés dans le Si_3N_4 ainsi que dans la couche barrière AlGaIn afin d'éviter leurs diffusions dans le canal. Cela permet de garder une bonne mobilité électronique au niveau du canal. Cette technique leur a permis d'obtenir un transistor *Normally-OFF* avec une tension de seuil V_{TH} de +1.9 V, un courant I_{DS} de 200 mA/mm à $V_{\text{GS}} = +8$ V, une tension de claquage de 580V pour une longueur grille-drain de 20 μm , ainsi qu'un courant de fuite de grille inférieur à 100 nA/mm à $V_{\text{DS}} = 10$ V.

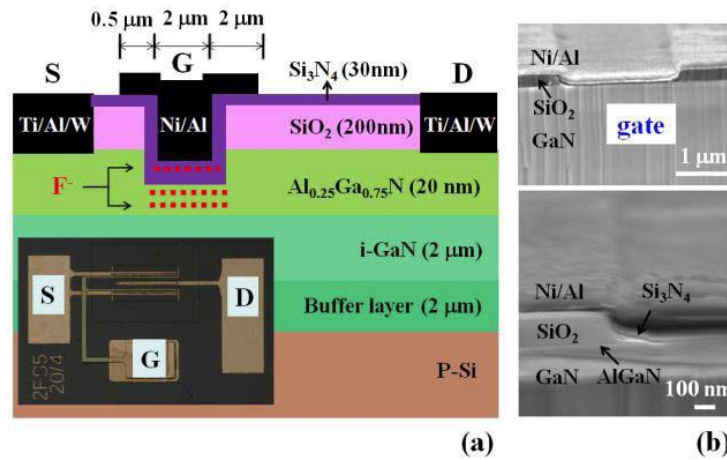


Figure III. 16: Structure épitaxiale du MISHEMT fabriqué, (b) Image SEM de la région de la grille après gravure partielle de la couche barrière et dépôt du diélectrique et métal de grille[63].

III.5.1.3 Oxydation de la barrière

Une autre technique a été reportée dans la littérature pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN. Chang et al. [64] ont étudié l'effet de l'oxydation locale de l'hétérostructure AlN/GaN, dans le but de dépléter le canal sous la grille. L'idée est de transformer la couche d'AlN en AlON, ce qui va réduire l'épaisseur de la barrière au-dessous de l'épaisseur critique. La tension de seuil du transistor HEMT fabriqué a été décalée de -3.2 V à +1 V en fonction du temps d'exposition au plasma oxygène.

Un résultat similaire a été obtenu par Medjdoub et al. [65] qui ont réalisé un HEMT AlN/GaN (*Normally-OFF*) avec une couche d'oxyde natif sous la grille fabriquée par oxydation sèche sélective de l'AlN à 900°C comme le montre la figure III.17. Ils ont obtenu

une tension de seuil de +0.8 V, un courant I_{DS} de 230 mA/mm à $V_{GS}=+3$ V, et un courant de fuite de drain de 1 μ A/mm à $V_{GS}=0$ V.

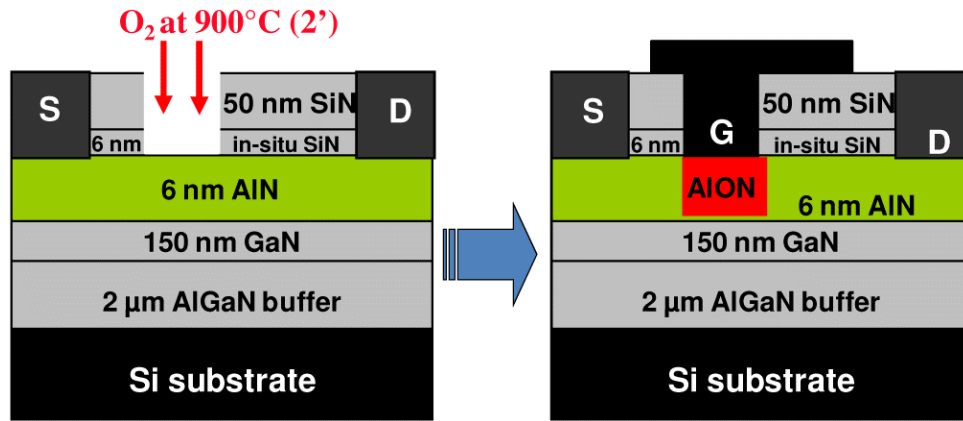


Figure III. 17: Schéma décrivant le procédé d'oxydation de la couche AlN pour la fabrication du transistor Normally-OFF[65].

L'inconvénient de cette technique est qu'il est très difficile d'obtenir une oxydation uniforme de la barrière et d'avoir une interface oxyde/GaN stable. Pour cela Harada et al. [66] ont utilisé une oxydation électrochimique sélective de la couche barrière AlGaN pour créer une couche d' Al_2O_3 et de Ga_2O_3 . La tension de seuil ainsi obtenue est en fonction de l'épaisseur d'oxyde formé, elle atteint la valeur de +1.2 V pour une épaisseur d'oxyde de 20 nm.

III.5.1.4 Reprise de croissance d'une couche p-GaN sous la grille

Une autre structure de HEMT AlGaN/GaN (*Normally-OFF*) a été réalisée par [67], [68], [69] et [70]. Cette technique consiste en l'utilisation d'une couche de p-GaN, p-AlGaN ou p-InGaN sous la grille, d'une façon que le matériau dopé p relève la bande de conduction au-dessus du niveau de Fermi, conduisant ainsi à la déplétion totale du 2DEG sous la grille. O.Hilt et al. [71] ont opté pour une croissance d'une couche de p-GaN avec un dopage de $3 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ sous la grille. La figure III.18 montre le diagramme de bande du transistor HEMT p-GaN/ $Al_{0.23}Ga_{0.77}N$ /GaN fabriqué. L'utilisation d'une double barrière (p-GaN)/AlGaN/GaN/AlGaN permet de relever le puits au-dessus du niveau de Fermi de manière à obtenir un comportement *Normally-OFF*. La tension V_{TH} obtenu est de +1.25 V, associé à un courant I_{DS} de 410 mA/mm à $V_{GS}=+5$ V. La tension de claquage s'élève à 870 V pour

une longueur grille-drain L_{GD} de 18 μm et un courant de fuite de grille I_{GS} de 3 $\mu\text{A}/\text{mm}$ à $V_{GS} = +5\text{ V}$.

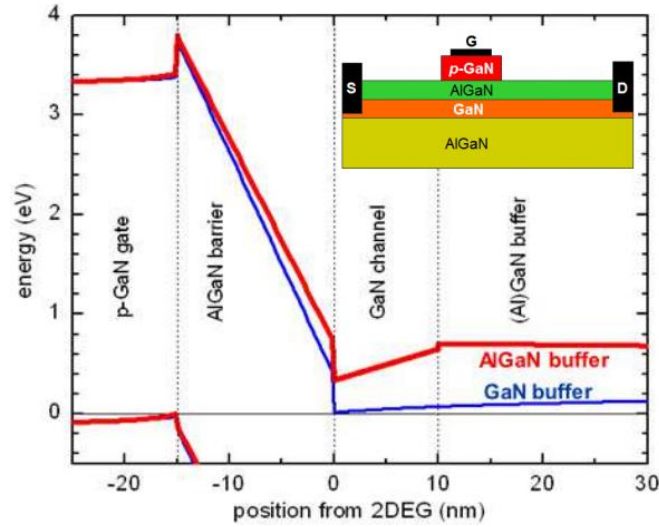


Figure III. 18: Structure et diagramme de bande de HEMT AlGaIn/GaN *Normally-OFF* en utilisant une couche de p-GaN sous la grille avec (rouge) et sans (bleu) back barrière[71].

Les trois principaux défis technologiques lors de la fabrication des HEMTs AlGaIn/GaN avec une couche p-GaN sous la grille sont : l'uniformité de la profondeur de gravure du p-GaN dans les zones d'accès (source-grille et grille-drain), les dommages induits par le plasma pendant la gravure sèche du p-GaN et la sélectivité entre la gravure de la couche p-GaN et la couche barrière AlGaIn. Pour surmonter ces inconvénients, Chiu et al., [72] ont développé une nouvelle structure épitaxiale en rajoutant une couche de 1 nm d'AlN au-dessus de la couche barrière AlGaIn. En utilisant un procédé de gravure sélective basé sur un mélange gazeux de BCl_3 et CF_4 , la couche de p-GaN a été complètement gravée dans les zones d'accès, et la couche AlGaIn a été protégée par la couche AlN comme le montre la figure II.19 (b). De plus, cette dernière permet d'avoir une barrière d'énergie assez élevée qui permet de supprimer le courant de fuite induit par l'émission thermo-ionique. Le transistor fabriqué avec cette structure épitaxiale montre un comportement *Normally-OFF* avec une tension V_{TH} de +1.7 V, un courant I_{DS} de 272 mA/mm à $V_{GS} = +8\text{ V}$, une résistance à l'état passant R_{ON} de 5.65 $\Omega\cdot\text{m}$, une tension de claquage V_{BR} de 256 V pour une longueur grille-drain $L_{GD} = 7\text{ }\mu\text{m}$, et un courant de fuite de grille I_{GS} de 1 $\mu\text{A}/\text{mm}$ à $V_{GS} = +8\text{ V}$. La figure III.19 montre les structures épitaxiales utilisées (a : structure standard STD), (b : structure avec couche d'AlN CB), et l'épaisseur gravée de la couche p-GaN en fonction du

temps (c). La saturation de l'épaisseur gravée du p-GaN confirme la sélectivité du procédé de gravure utilisé.

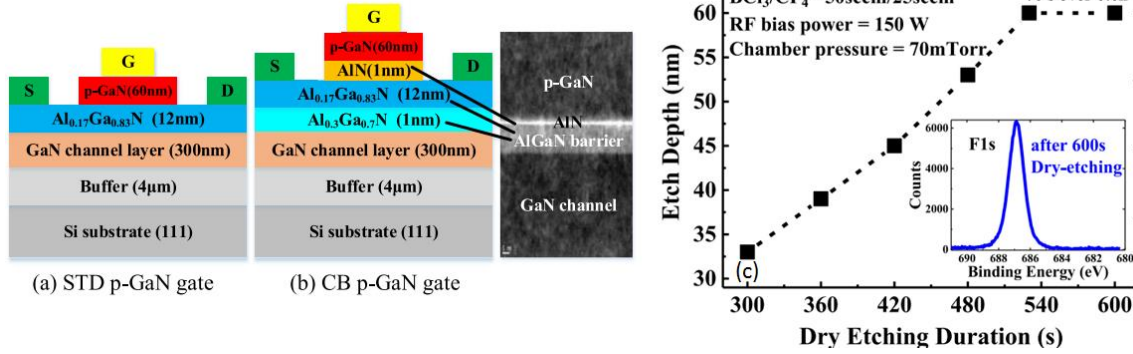
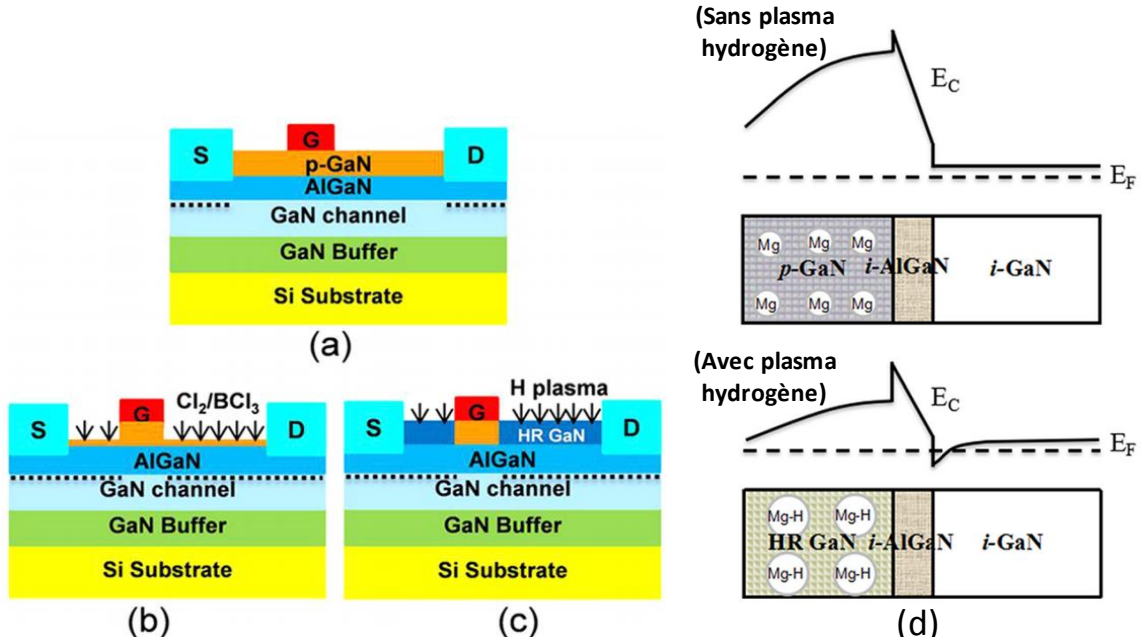


Figure III. 19: Structure épitaxiale utilisée avec et sans couche AlN (a), et l'épaisseur gravée de la couche p-GaN en fonction du temps (b)[72].

Une autre technique a été proposée par Hao et al., [73] pour élaborer des transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* avec une couche GaN dopée P sous la grille. Cette technique permet d'éviter la gravure de la couche p-GaN dans les zones d'accès. Elle consiste à exposer l'hétérostructure p-GaN/ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ /GaN à un plasma hydrogène pendant 5 min avec une puissance de plateau $P_p = 10$ W, une puissance de bobine $P_c = 300$ W, et une pression de 8 mTorr. L'idée est d'utiliser l'hydrogène pour passiver les trous dans la couche p-GaN (dans les zones d'accès) pour former des complexes neutres sous forme de Mg-H. La bande de conduction dans ces régions passe sous le niveau de Fermi, ce qui rétablit le gaz 2DEG dans le canal comme illustré dans la figure III.20 (d). De plus, après le traitement au plasma hydrogène, la résistivité de la couche p-GaN a augmenté, diminuant ainsi la fuite à travers cette dernière.

D'autres transistors ont été fabriqués dans le but de les comparer avec les transistors fabriqués avec le procédé décrit précédemment. La couche p-GaN a été partiellement gravée avec un plasma Cl_2/BCl_3 . Une épaisseur de 10 nm de p-GaN a été conservé pour éviter les dommages causés par le plasma à la couche AlGaIn. La figure III.20 (a, b, et c) montre les différentes structures utilisées pour la fabrication des transistors *Normally-OFF*. Les transistors qui ont subi un traitement au plasma hydrogène montrent un comportement *Normally-OFF* avec une tension V_{TH} de 1.75 V, un courant I_{DS} de 188 mA/mm à $V_{GS} = +6$

V, une transconductance g_m de 73 mS/mm et une tension de claquage V_{BR} de 393 V pour une longueur grille-drain L_{GD} de 16 μm .



III.5.1.4 Utilisation d'une fine couche de barrière AlGaIn

Une autre technique de fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* a été proposée par plusieurs groupes de recherche. Elle consiste en l'utilisation d'une fine couche de barrière AlGaIn. Dans ce cas, le canal peut être facilement déplété sous la grille à cause de la faible densité du gaz 2DEG. Mais les dispositifs fabriqués avec une telle hétérostructure souffrent du faible courant de drain (I_{DS}) et une forte résistance à l'état passant (R_{ON}) à cause de la faible densité du gaz 2DEG dans toute la zone source-drain.

Pour réduire la résistance R_{ON} dans les zones d'accès (entre source-grille et grille-drain), plusieurs groupes de recherche ont utilisé le SiO_2 [74], [75], ou le Si_3N_4 [76] comme couche de passivation.

Ohmaki et al., [74] ont varié l'épaisseur de la barrière AlGaIn de 3 nm à 25 nm. La figure II.21 (a) montre la variation de la tension de seuil et la résistance R_{ON} avec la variation de

l'épaisseur de la barrière AlGaIn. Plus l'épaisseur de la couche AlGaIn augmente, plus la tension seuil se décale vers les valeurs négatives, et la résistance R_{ON} diminue. Ils ont aussi comparé deux transistors fabriqués avec et sans une couche de passivation (SiO_2). La figure III.21 (b) montre les résultats des mesures à effet Hall des deux dispositifs, l'épaisseur de la couche barrière AlGaIn est de 4.5 nm dans les deux cas. Après passivation avec une couche de SiO_2 , la mobilité des électrons et la densité du gaz 2DEG ont augmenté considérablement, et la résistance (R_{sheet}) a diminué d'un facteur 20.

Les dispositifs fabriqués avec une barrière de 4.5 nm et une passivation avec une couche SiO_2 montrent un comportement *Normally-OFF* avec une tension V_{TH} proche de 0 V, un courant I_{DS} de 280 mA/mm à $V_{GS} = +3$ V, une résistance R_{ON} de 7 Ω .mm et une tension de claquage V_{BR} de 500 V pour une longueur grille-drain L_{GD} de 18.4 μm .

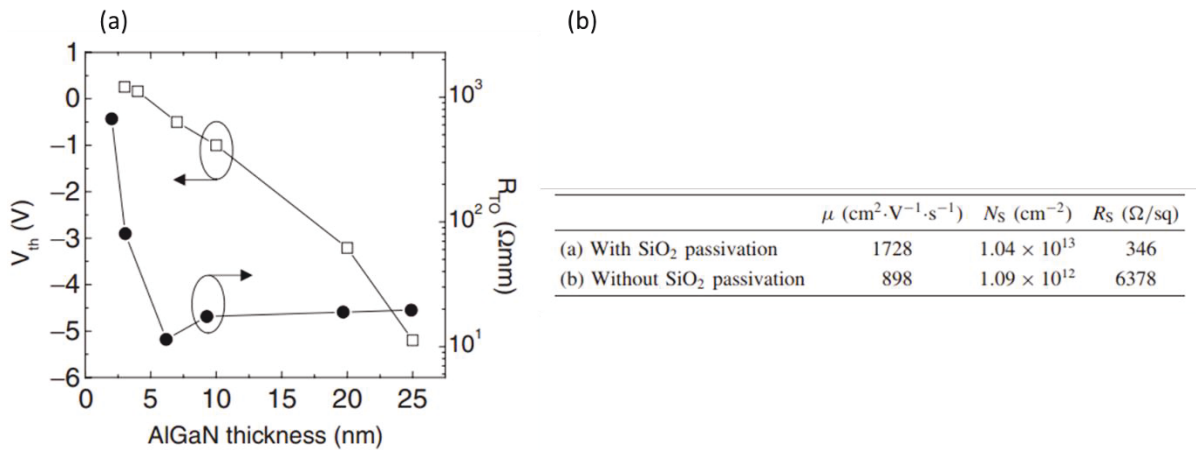


Figure III. 21: Variation de la tension de seuil et la résistance R_{ON} en fonction de l'épaisseur de la barrière AlGaIn (a). Mesures Effet Hall d'une structure HEMT avec une barrière AlGaIn de 4.5 nm, avec et sans passivation SiO_2 (b)[74].

J. Derluyn et al. [76] ont utilisé une fine couche barrière AlGaIn d'une épaisseur de 4 nm avec un taux d'Al de 45%, et une couche de passivation de Si_3N_4 in-situ de 50 nm. D'après le diagramme de bande établie par J. Derluyn et al., dans deux endroits différents (sous la grille, et dans les zones d'accès), la bande de conduction est relevé au-dessus du niveau de Fermi, déplaçant ainsi le canal. Le diagramme de bande est représenté dans la figure III.22.

Cette technique leur a permis d'avoir une tension de seuil V_{TH} de +0.5 V, une transconductance de 210 mS/mm, un courant I_{DS} de 250 mA/mm, une résistance à l'état

passant R_{ON} de 12 Ω .mm, une tension de claquage de 710 V pour une longueur grille-drain de 8 μ m, et un courant de fuite de grille inférieur à 10 nA/mm.

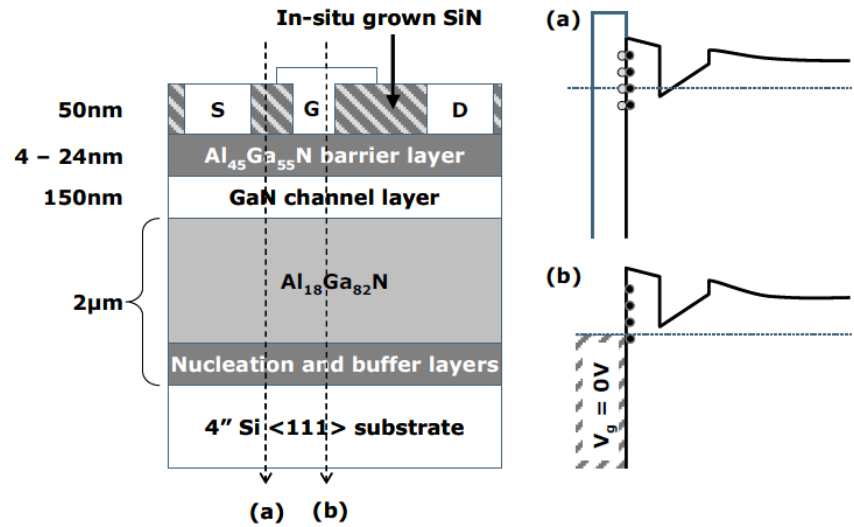


Figure III. 22: Structure épitaxiale du HEMT et diagramme de bandes (a) dans les régions d'accès, (b) sous la grille[76].

Brown et al. [75] ont utilisé une fine couche barrière $Al_{0.25}Ga_{0.75}N$ de 3 nm. Ils ont passivé la surface avec une couche de SiO_2 d'une épaisseur de 10 nm et 20 nm afin de réduire les résistances d'accès. Les dispositifs réalisés montrent respectivement pour des épaisseurs de SiO_2 de 10 nm et 20 nm, une tension de seuil de +2 V et +3 V, un courant de drain maximal I_{DS} de 450 mA/mm et 650 mA/mm, à $V_{GS} = 6$ V. La transconductance augmente aussi à 180 mS/mm en utilisant une couche de SiO_2 de 20 nm.

Dans ce chapitre, les différentes techniques utilisées pour la fabrication de HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF* ont été décrites en général. La figure II.23 (a), et (b) regroupent la tension de seuil V_{TH} en fonction du courant I_{DSmax} , et la résistance à l'état passant (R_{ON}) en fonction de la tension de claquage des transistors HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF* cités dans la partie de l'état de l'art.

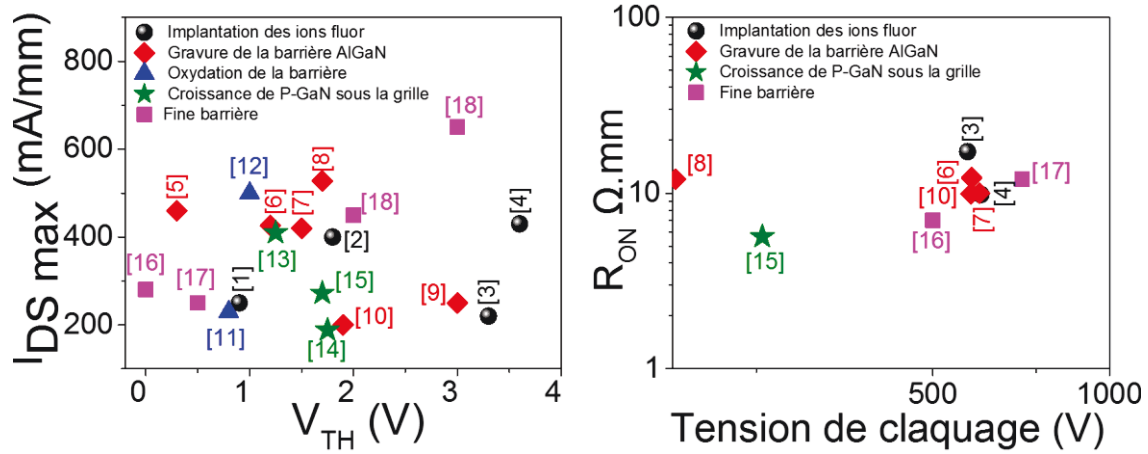


Figure III. 23: Comparaison de la tension de seuil V_{TH} et le courant $I_{DS\max}$ (a), la résistance R_{ON} et la tension de claquage (b) des différentes techniques pour la réalisation de transistors HEMTs *Normally-OFF*.

Tableau III. 1: Références des articles représentés dans la figure III.23

	Implantation des ions fluor	Gravure de la barrière AlGaIn	Oxydation de la barrière	Croissance de P-GaN	Utilisation d'une fine barrière
[1]	Cai et al., 2005				
[2]	Chen et al., 2011				
[3]	Zhang et al., 2015				
[4]	Tang et al., 2013				
[5]		Chakroun et al., 2017			
[6]		Zhang et al., 2016			
[7]		Hsieh et al., 2014			
[8]		Wang et al., 2013			
[9]		Xu et al., 2014			
[10]		Huang et al., 2014			
[11]			Madjdoub et al., 2010		
[12]			Chang et al., 2009		
[13]				Hilt et al., 2013	
[14]				Hao et al., 2016	
[15]				Chiu et al., 2017	
[16]					Ohmaki et al., 2006
[17]					Derluyn et al., 2009
[18]					Brown et al., 2014

III.5.2 Fiabilité des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N

Les transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N, rapportés dans la littérature, présentent des performances intéressantes pour l'électronique de puissance et d'hyperfréquence. Cependant, à cause de la non-maturité de cette technologie, il est difficile de l'intégrer dans des circuits complexes où la question de fiabilité est primordiale. Les mécanismes de dégradations dans les transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N ont fait l'objet de plusieurs études afin de mieux comprendre les mécanismes de dégradation des performances. Ils concernent la stabilité des contacts ohmiques et des contacts Schottky, les défauts à la surface et à l'interface isolant/semiconducteur, les défauts induits par les électrons chauds, les comportements liés aux effets piézoélectriques inverses, et les défauts liés à la qualité des couches constituant la structure épitaxiale.

Les premières études de fiabilité sur les transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N ont été concentrées principalement sur les dégradations liées aux électrons chauds [77]. Ces derniers sont produits dans la région grille-drain en raison du champ électrique très élevé. Ces électrons chauds peuvent être piégés dans des pièges existants dans la couche de passivation, dans la couche barrière AlGa_N, dans la couche buffer Ga_N ou aux interfaces entre ces différentes couches [78]. Ce mécanisme se manifeste par une diminution du courant maximal de drain (I_{DS}), et de la transconductance (g_m).

En raison du désaccord de maille entre l'AlGa_N et le Ga_N, la couche d'AlGa_N est généralement contrainte en tension. Elle stocke une quantité considérable d'énergie élastique au repos. Sous un stress électrique, le champ électrique augmente dans la zone grille-drain, l'énergie élastique augmente à son tour conduisant à la formation de défauts cristallographiques actifs. C'est l'effet de polarisation inverse [79].

Ce phénomène conduit à l'augmentation de la résistance à l'état passant R_{ON} , une diminution du courant I_{DS} , une diminution de la transconductance g_m et une augmentation du courant de fuite de grille en raison de l'augmentation de l'effet tunnel assisté par pièges dans la couche AlGa_N [80] comme illustré s la figure III.24.

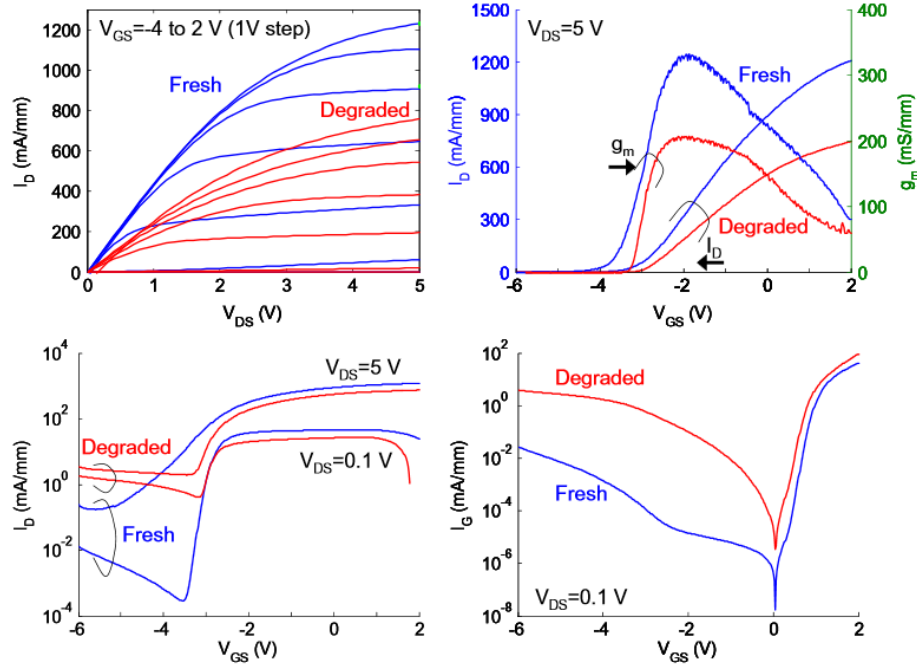


Figure III. 24: Caractéristiques de sortie et de transfert montrant l'effet de polarisation inverse[80].

L'étude de fiabilité nous conduit aussi à mieux comprendre le mécanisme de dégradation lié aux états de surfaces et d'interfaces. Ces états électroniques sont distribués dans la bande interdite entre la bande de conduction et la bande de valence. Les états de surfaces génèrent des effets parasites dus à des mécanismes de piégeage-dépiégeage (capture-émission), qui induisent des dégradations importantes au niveau des caractéristiques électriques comme l'apparition d'une hystérésis sur la courbes de transfert $I_{DS}(V_{GS})$, ou l'effondrement du courant I_{DS} appelé *current collapse*. La figure III.25 montre l'effondrement du courant I_{DS} et l'hystérésis dû aux états de surfaces et d'interfaces sur des courbes $I_{DS}(V_{DS})$ et $I_{DS}(V_{GS})$.

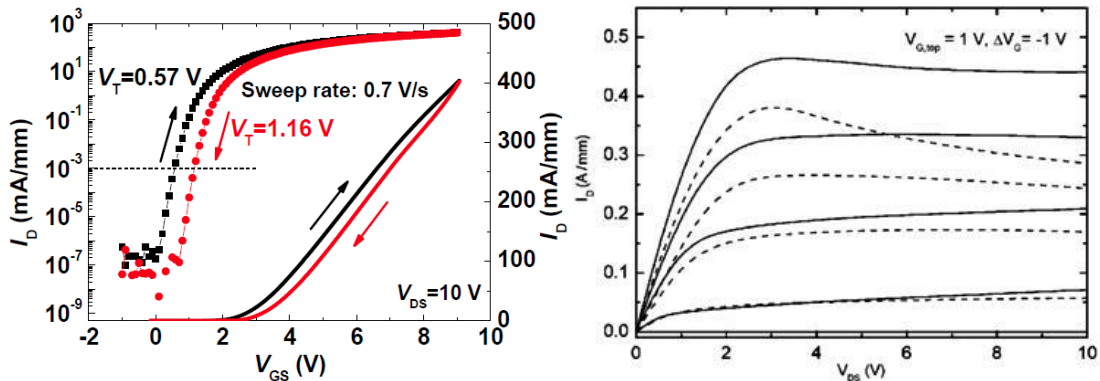


Figure III. 25: Courbes $I_{DS}(V_{GS})$ montrant l'hystérésis et courbes $I_{DS}(V_{DS})$ montrant l'effondrement du courant I_{DS} dû aux états de surfaces et d'interfaces [81] [82].

Un autre point crucial à développer pour la technologie de puissance *Normally-OFF*, c'est la stabilité de la tension de seuil V_{TH} en fonction de la température, et en fonction du temps. Comme décrit dans la partie III.5, la réalisation des transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* peut être réalisé par différentes techniques : implantation des ions fluors, gravure de la barrière AlGaIn, croissance d'une couche p-GaN sous la grille, ou encore l'utilisation d'une fine couche de barrière.

L'inconvénient de la technique d'implantation d'ions fluors dans la barrière, est que les ions fluors ne sont pas stable thermiquement, ce qui induit un décalage de la tension de seuil vers les valeurs négatives [83]. Cela rend le dispositif instable. A.Lorenz et *al.*, [83] ont étudié la variation de la tension de seuil V_{TH} en fonction de la température d'un transistor $Al_{0.3}Ga_{0.7}N/GaN$ *Normally-OFF*, réalisé par implantation d'ions fluors dans la barrière AlGaIn sous la grille. Ils ont remarqué qu'à des températures allant jusqu'à 400°C, la tension de seuil V_{TH} est positive, elle est comprise entre +0.2 V et +0.4 V. A partir d'une température de recuit de 500°C, la tension de seuil V_{TH} se décale vers les valeurs négatives, jusqu'à ce qu'elle atteigne la valeur de -1 V à 650°C, comme illustré la figure III.26. Le décalage de la tension de seuil vers les valeurs négatives est dû à la désorption des ions fluors après recuit à haute. Le dispositif n'est donc plus en mode *Normally-OFF*.

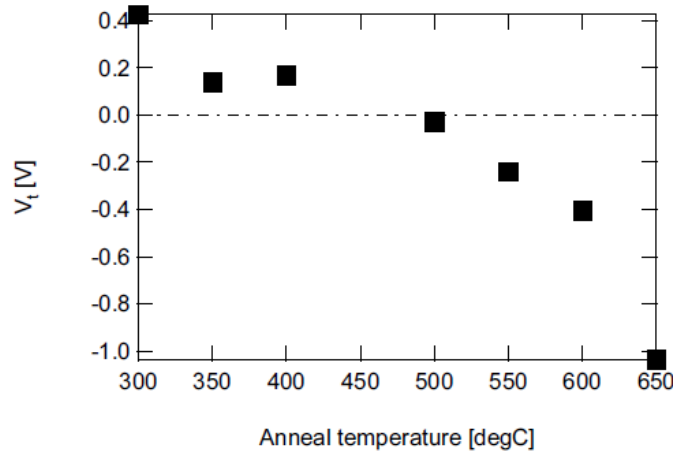


Figure III. 26: Variation de la tension de seuil en fonction de la température de recuit [83].

En plus de l'instabilité thermique, l'implantation d'une grande quantité de fluor dans la barrière AlGaIn introduit des centres de piégeage profonds conduisant à l'effondrement du courant I_{DS} . Lu et son groupe [81] ont étudié l'instabilité de la tension de seuil V_{TH} d'un transistors MIS-HEMT $Al_2O_3/Al_{0.26}Ga_{0.74}N/GaN$ en fonction du temps sous différentes

conditions de stress. Le transistor a été fabriqué par implantation d'ions fluors dans la barrière AlGaIn. Les caractéristiques de transfert I_{DS} - V_{GS} en aller-retour (hystérésis) montrent une variation de la tension de seuil de $V_{TH} = +0.57$ V (en aller), et $V_{TH} = +1.16$ V (en retour) créant ainsi une hystérésis de 0.59 V, pour un balayage de la tension V_{GS} entre -1 V et 9 V. Cette hystérésis est due au piégeage des électrons à l'interface Al_2O_3 /III-N. La figure III.27 présente le diagramme de bande de la structure MIS Al_2O_3 /AlGaIn/GaN sous différentes tensions de polarisation de la grille, montrant les pièges à l'interface Al_2O_3 / III-N. Lorsque la tension de la grille est nulle ($V_{GS} = 0$ V), le canal est pincé, et aucun courant ne circule dans le canal (figure III.27.a). Lorsqu'on applique une tension $V_{GS} > 0$ (en aller), les électrons du gaz 2D migrent vers l'interface Al_2O_3 /III-N remplissant ainsi les pièges qui se trouvent au niveau de l'interface (figure III.27.b). Lorsqu'on revient à $V_{GS} = 0$ V (en retour), les pièges au-dessus du niveau de Fermi commencent à libérer les électrons. Les pièges qui restent remplies conduisent à l'apparition d'un décalage de la tension de seuil V_{TH} , conduisant ainsi la formation d'une hystérésis.

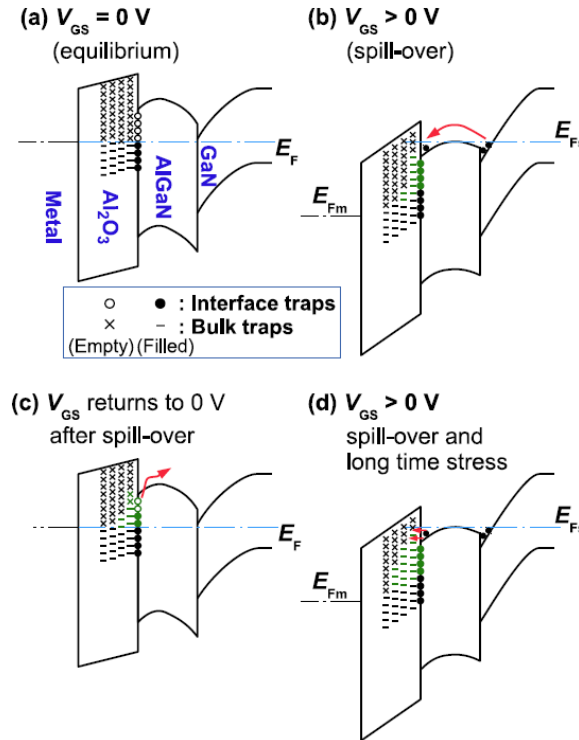


Figure III. 27: Diagramme de bande de la structure metal- Al_2O_3 -AlGaIn/GaN sous divers voltage de grille montrant les pièges à l'interface Al_2O_3 /nitride III [81].

Une autre étude sur la fiabilité des transistors HEMTs AlGaIn/GaN à enrichissement a été réalisée par [81]. Elle consiste en l'étude de la variation de la tension de seuil V_{TH} sous stress pendant une période de 40 heures sous une tension $V_{GS}=8$ V et $V_{DS}=1$ V. Ils ont remarqué que la tension de seuil V_{TH} augmente rapidement pendant la première heure, puis continue à augmenter avec une vitesse de 5 mV/heure à cause du lent remplissage des pièges du volume du diélectrique Al_2O_3 . Donc plus les pièges sont loin de l'interface, plus leur temps de remplissage est lent, résultant en un lent changement de la tension de seuil V_{TH} comme illustré la figure III.28.

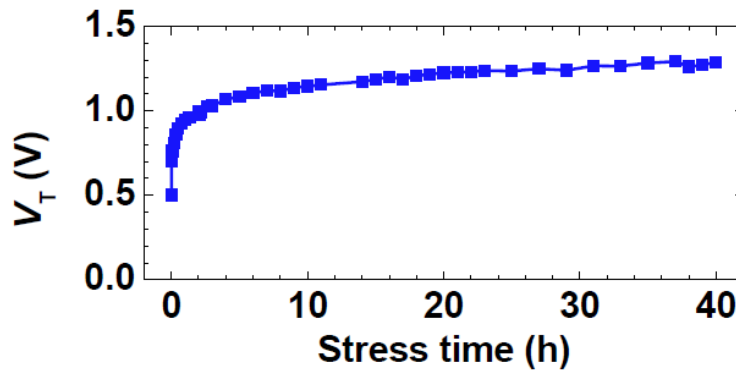


Figure III. 28: Variation de la tension de seuil V_{TH} en fonction du temps de stress [81].

CHAPITRE IV TECHNOLOGIE DES DISPOSITIFS ELECTRONIQUES A BASE DE GaN

Dans ce cadre de ma thèse de doctorat, j'ai eu pour mission de développer une technologie de fabrication de circuits intégrés tout GaN sur substrat Silicium. Les composants phares à développer ont été certains éléments passifs mais l'accent s'est porté sur le dispositif actif le plus emblématique qu'est le transistor HEMT à base de GaN et tout particulièrement le transistor normalement bloqué (*Normally-OFF*).

Comme mentionné dans le chapitre précédent, plusieurs techniques ont été proposées pour la réalisation de ces *Normally-OFF* avec leurs avantages et leurs inconvénients. Il est reconnu que l'implantation d'ions fluor F^- , ainsi que la gravure de la couche barrière induisent une dégradation de la mobilité des électrons dans le canal. En effet, le bombardement ionique par plasma dégrade les états de surface de la couche canal de GaN alors qu'un plasma fluoré génère des ions qui diffusent dans la couche barrière en fonction de la température de fonctionnement ce qui rend le dispositif instable.

Ce chapitre décrit l'approche technologique que nous avons adoptée pour la réalisation de transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF*. Cette dernière est basée sur l'utilisation d'une fine couche barrière AlGaIn.

La structure épitaxiale utilisée pour cette étude est illustrée dans figure IV.1. Cette dernière est élaborée par la technique MOCVD sur substrat Si (111) par la société EpiGaN. La structure est composée d'une barrière arrière $Al_{0.18}Ga_{0.82}N$ de 1.8 μm d'épaisseur, une couche canal de GaN non intentionnellement dopée de 150 nm d'épaisseur, une couche barrière $Al_{0.45}Ga_{0.55}N$ de 4 nm d'épaisseur, laquelle est capée par une couche de Si_3N_4 in-situ d'une épaisseur de 50 nm.

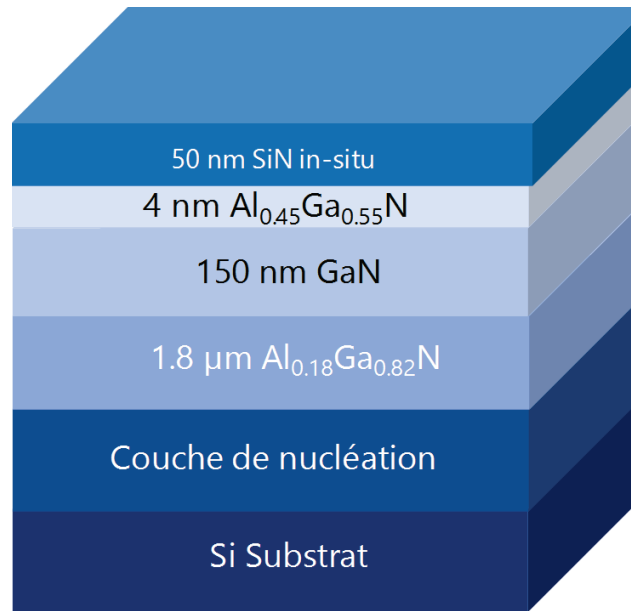


Figure IV. 1: Structure épitaxiale utilisée pour la fabrication des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N *Normally-OFF*.

IV.1 Conception des masques de photolithographie

Une série de masques a été dessinée afin de fabriquer les transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N *Normally-OFF*. Le dessin de masque comporte : un niveau pour les marques d'alignements (un relatif à chaque niveau), des transistors MOSHEMTs mono- et bi-grilles, GMOSTLM, des diodes MOS et Schottky, des structures TLM (linéaires et circulaires), des motifs de résolution de photolithographie ainsi que des composants supplémentaires pour des tests de la technologie GaN (courants de fuite de surface...).

Les transistors HEMTs ont été dessinés avec différentes configurations :

1. Variation de la distance grille-source L_{GS} (1.5 μm - 2.5 μm).
2. Variation de la distance grille-drain L_{GD} (6 μm – 30 μm).
3. Variation de la largeur de la grille L_G (1 μm – 2 μm).
4. Variation de la largeur du *field-plate* côté drain FP (1 μm – 3 μm).
5. Variation du développement du transistor W (100 μm – 5 mm).

Les masques ont été dessinés avec le logiciel CLEWIN® développé par la compagnie *Wieweb Software* et fabriqués chez *Photomask PORTAL*.

La figure IV.2 montre une vue générale sur une cellule élémentaire des deux masques utilisés dans cette étude.

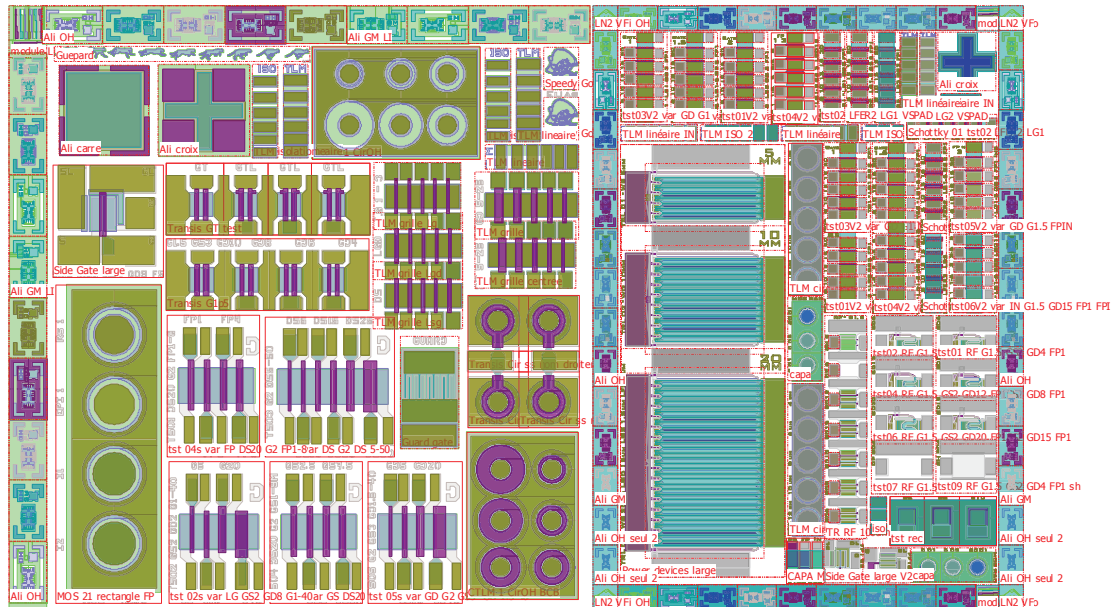


Figure IV. 2: Dessin d'une cellule élémentaire des deux masques utilisés pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF*.

Les principales étapes technologiques sont décrites ci-dessous et se décomposent comme telles :

- Les contacts ohmiques (ouverture cap SiN, métallisation et recuit)
- L'isolation des composants par implantation
- Les électrodes de grilles (ouverture cap SiN, dépôt diélectrique de grille, recuit de désorption, métallisation)
- Les plots d'épaississements (ouverture diélectrique de grille et métallisation)
- La passivation (couche anti-scratch) (passivation et ouverture passivation)

IV.2 Les contacts ohmiques

La maîtrise de la fabrication des contacts ohmiques est une des étapes clé quant au développement des transistors HEMTs. Afin d'obtenir des performances optimales du contact ohmique, il est nécessaire de minimiser autant que se peut la résistivité spécifique de contact ainsi que la morphologie de cette électrode après recuit.

Pour réaliser les contacts ohmiques, une photolithographie est utilisée pour définir les contacts de source et de drain. Un bicouche PMMA/S1813 est utilisé pour obtenir un profil casquette. Après exposition et développement de la résine, la couche de cap SiN est gravée sous plasma CF_4 . Une désoxydation de la surface est réalisée en utilisant une solution d'acide chlorhydrique dilué $\text{HCl} - \text{H}_2\text{O}$ (1:10) juste avant d'introduire l'échantillon dans le bâti de métallisation. Le multicouche métallique Ti/Al/Ni/Au est ensuite déposé par évaporation sous vide à canon à électrons. Après soulèvement, un recuit rapide à haute température (*RTA : Rapid Thermal Annealing*) à 875°C pendant 30 sec sous N_2 est réalisé pour former le contact ohmique.

Après recuit au-delà de 700°C , le titane réagit avec les atomes d'azotes constituant la couche barrière AlGaIn pour former une couche de TiN à l'interface métal-AlGaIn. Ce métal présente un travail de sortie inférieur au titane favorisant le comportement ohmique sur semiconducteur à dopage résiduel de type N. De plus, la formation de cette couche génère des lacunes d'azote en surface de la couche barrière AlGaIn lesquelles agissent comme des états donneurs facilitant le passage des électrons par effet tunnel.

Au cours du recuit thermique et après formation de la lacune d'azote, les ions Ga instables, migrent au travers de la couche de TiN et de Ti vers la surface du contact métallique pour former un alliage. Ceci a pour conséquence la formation de trous latéraux qui ont tendance à s'agglomérer avec la température pour finalement dégrader fortement la résistivité spécifique de contact, voire délaminer l'électrode métallique au complet. Pour réduire la forte réactivité de Ti avec l'azote en surface de la couche barrière à base de GaN, une couche d'aluminium en aval de la couche de titane est utilisée. Le contrôle de cette réactivité est obtenu en fonction de l'épaisseur de cette couche de titane et du taux d'aluminium présent dans la couche barrière de AlGaIn. On observe alors la formation d'agrégats métallique de type Ti_xAl_y sur la couche de TiN préservant ainsi la forte concentration en lacune d'azote à l'interface TiN/AlGaIn.

Le nickel joue un rôle de couche barrière entre l'aluminium et l'or. Il empêche la formation d'alliage Al-Au lors du recuit à haute température. Cet alliage est friable et présente une adhérence médiocre sur GaN.

L'or est la dernière couche de l'empilement métallique. Il permet d'empêcher l'oxydation de l'Al et assure une bonne conductivité électrique.

La figure IV.3 montre une image MEB et une image prise par microscope optique des contacts ohmiques.

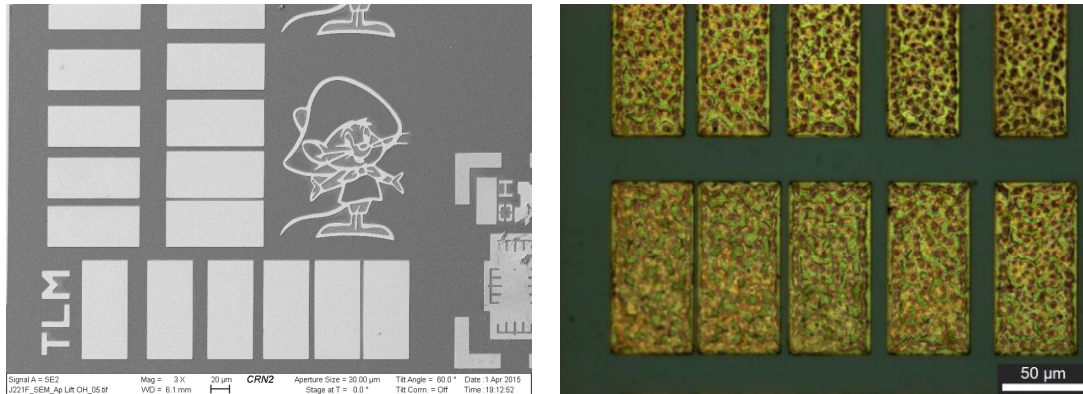


Figure IV. 3: Image des contacts ohmiques prise au MEB et au microscope optique.

Après dépôt du multicouches métalliques, les contacts électriques subissent un recuit rapide à haute température. Le procédé de recuit comporte 3 zones temporelles ayant chacune leur fonction (cf. figure IV.4):

- Une montée rapide en température jusqu'à 875 °C pendant 20 sec au cours de laquelle les contacts ohmiques se forment.
- Une phase de stabilisation (30 sec) pendant laquelle se forme les agrégats.
- Une période de refroidissement jusqu'à température ambiante durant laquelle la structure métallique se compacte et se stabilise.

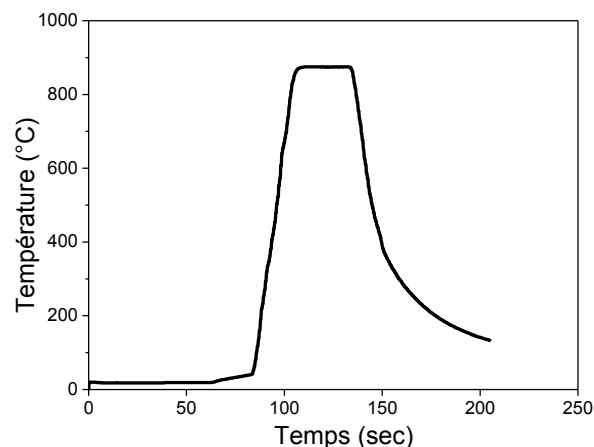


Figure IV. 4: Évolution de la température durant le recuit des contacts ohmiques.

Après recuit à haute température, une caractérisation des contacts ohmiques est effectuée afin d'évaluer la qualité des contacts ohmiques et extraire la résistance de contact R_c et la résistivité spécifique de contact ρ_c . La méthode la plus utilisée consiste à réaliser plusieurs plots rectangulaires de développement W et de largeur L espacés d'une distance d variable dite échelle TLM pour « Transmission Line Method ». Le principe de cette méthode est d'injecter un courant et de mesurer une tension entre deux plots voisins ou l'inverse comme illustré figure IV.5. Cette mesure à 4 pointes permet de s'affranchir de la résistance des fils et d'obtenir de manière intrinsèque la résistance totale entre deux plots.

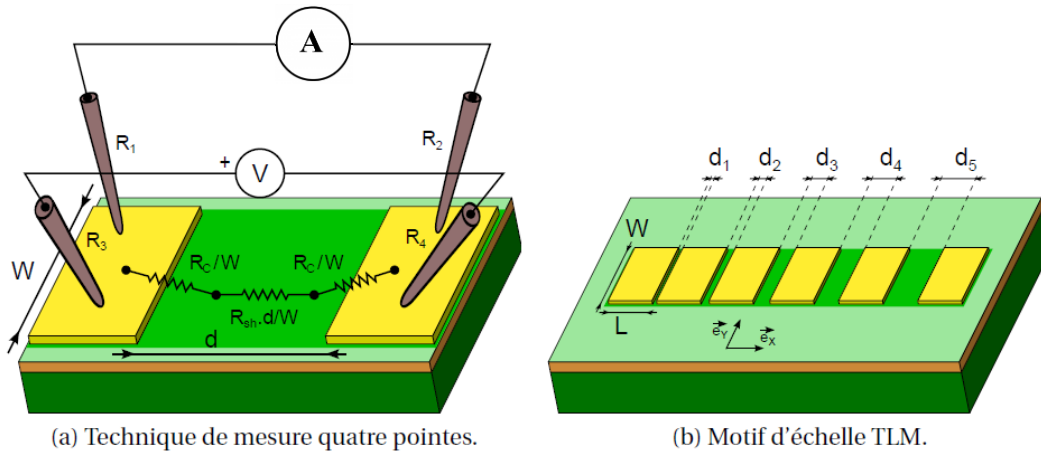


Figure IV. 5: Caractérisation 4 pointes pour extraire les résistances.

Le modèle TLM suppose que la résistance de contact est homogène sur toute la plaque et que le contact électrique se fait entre le métal et le semiconducteur, c'est donc un modèle à deux couches exclusives. Le procédé consiste à tracer la résistance totale entre deux plots en fonction de la distance séparant ces mêmes plots. L'expression de cette résistance totale peut s'écrire sous la forme :

$$R_T = 2 \frac{R_c}{W} + d \frac{R_{sheet}}{W} \quad (IV.1)$$

Avec

R_c : La résistance du plot normalisée par unité de longueur (développement W).

R_{sheet} : La résistance carrée normalisée par unité de surface de la couche semiconductrice.

Une régression linéaire permet donc d'extraire la résistance de contact R_c et la résistance de la couche semiconductrice R_{sheet} comme le montre la figure IV.6. Afin de minimiser les

erreurs de mesures, il est nécessaire d'utiliser cette technique d'extraction qu'après isolation des contacts ohmiques.

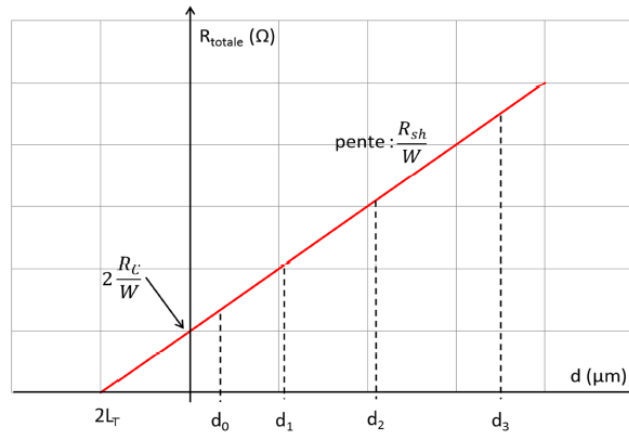


Figure IV. 6: Résistance totale mesurée en fonction de la distance entre les contacts ohmiques

IV.3 Isolation des composants

L'isolation permet de délimiter la zone active des composants afin de confiner les lignes de courant entre la source et le drain et d'éviter les courants de fuites. L'isolation des composants peut s'effectuer de deux manières différentes :

- Soit par gravure physico-chimique (appelé méso).
- Soit par implantation ionique.

L'isolation par méso consiste à graver des tranchées bien au-delà du 2DEG de la structure épitaxiale tout autour des composants. Ce procédé comporte quelques inconvénients majeurs (procédé technologique 2.5D, plus long et courant de fuites de surface). C'est pourquoi nous avons opté pour une isolation par implantation ionique. Le principe est de bombarder la structure épitaxiale avec des ions afin de briser le réseau cristallin et le rendre amorphe. Lorsque les ions pénètrent dans le matériau, ils perdent leurs énergies cinétiques lors des collisions avec les atomes du réseau qui se mettent en mouvement entraînant des collisions en chaîne qui désorganisent localement la structure cristalline. Les ions majoritairement utilisés sont : l'azote [84], l'argon [85], l'oxygène [86], ou l'hélium.

L'isolation des composants se fait en trois étapes :

- **Protections des zones actives:** Les zones actives sont protégées par un bicouche de résine LOR3A et AZ9245 définie préalablement par photolithographie.

Après exposition et développement, le bicouche de résines adopte un profil casquette comme illustré dans figure IV.7. Ce bicouche de résines a pour avantage de faciliter le dérésinage après implantation.

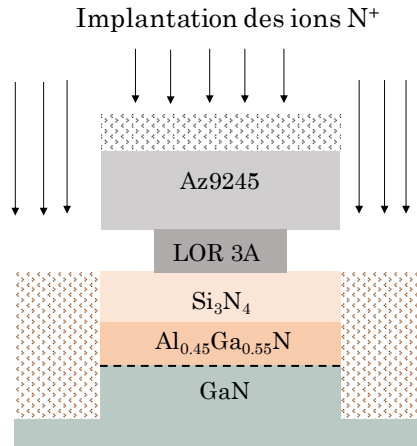


Figure IV. 7: Schéma de la bicouche de résine après développement et implantation ionique.

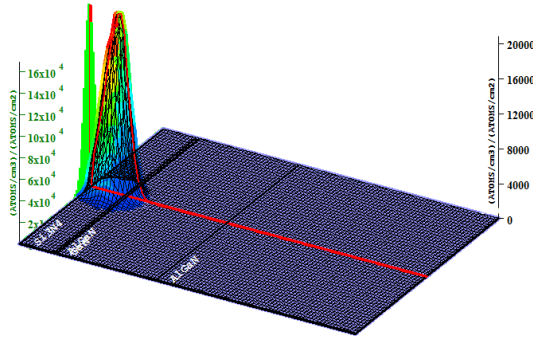
- **Isolation par implantation d'ions N^+** : Cette étape consiste à bombarder l'échantillon avec des ions d'azote à différentes énergies et différentes doses qui assurent une amorphisation du semiconducteur. Les doses et les énergies utilisées sont :

- Energie de 20 keV, et dose de $0.25 \cdot 10^{13}$ at/cm².
- Energie de 50 keV, et dose de $1 \cdot 10^{14}$ at/cm².
- Energie de 100 keV, et dose de $1.5 \cdot 10^{14}$ at/cm².
- Energie de 150 keV, et dose de $2.5 \cdot 10^{14}$ at/cm².

Une simulation SRIM a été faite pour déterminer la profondeur de pénétration des ions d'azote dans l'hétérostructure précédemment décrite. La figure IV.8 montre les simulations SRIM obtenues pour différentes énergies d'implantation des ions N^+ .

Ion Distribution

Ion Range = 401 Å Skewness = -0.188
Straggle = 152 Å Kurtosis = 2.664

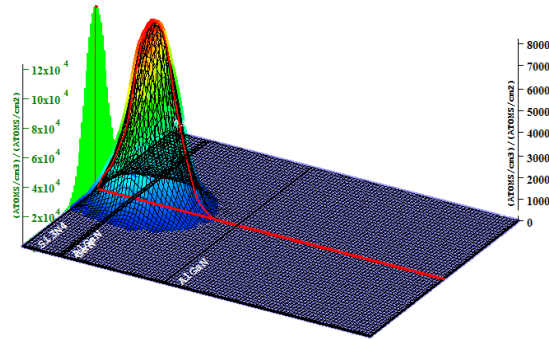


Plot Window goes from 0 Å to 5640 Å; cell width = 50 Å.
Press PAUSE TRIM to speed plots. Rotate plot with Mouse.

Ion = N (20. keV)

Ion Distribution

Ion Range = 830 Å Skewness = -0.098
Straggle = 288 Å Kurtosis = 2.772

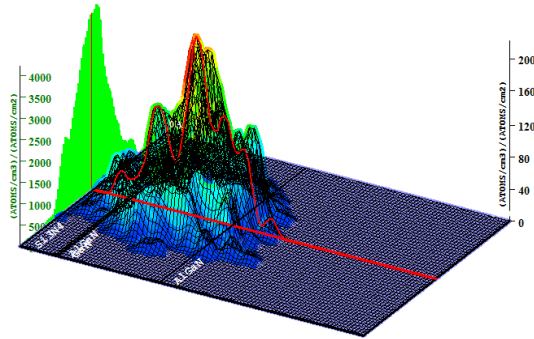


Plot Window goes from 0 Å to 5640 Å; cell width = 50 Å.
Press PAUSE TRIM to speed plots. Rotate plot with Mouse.

Ion = N (50. keV)

Ion Distribution

Ion Range = 1513 Å Skewness = -0.347
Straggle = 503 Å Kurtosis = 2.885

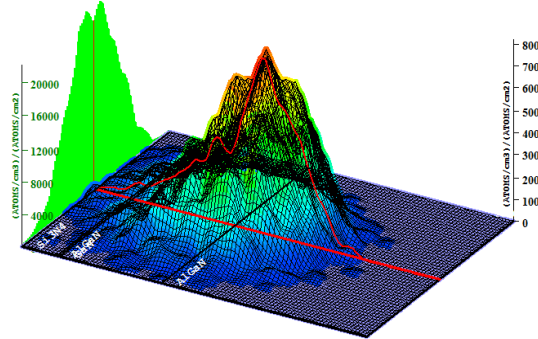


Plot Window goes from 0 Å to 5640 Å; cell width = 50 Å.
Press PAUSE TRIM to speed plots. Rotate plot with Mouse.

Ion = N (100. keV)

Ion Distribution

Ion Range = 2192 Å Skewness = -0.520
Straggle = 681 Å Kurtosis = 2.986



Plot Window goes from 0 Å to 5640 Å; cell width = 50 Å.
Press PAUSE TRIM to speed plots. Rotate plot with Mouse.

Ion = N (150. keV)

Figure IV. 8: Simulation SRIM sur la profondeur de pénétration des ion N^+ dans l'hétérostructure $Si_3N_4/AlGaIn/GaN/AlGaIn$.

- **Retrait de la résine :** Après implantation, l'échantillon est nettoyé dans un bain chaud au *remover* 1165, puis dans des bains d'acétone et d'isopropanol pour éliminer toutes traces de résine. Pour valider l'implantation, une mesure de courant entre deux contacts isolés est réalisée. La figure IV.9 montre un exemple de courant d'isolation en fonction de la tension appliquée entre deux contacts séparés de 8 μm , lequel exhibe une valeur inférieure à 300 pA/mm à 250 kV/cm.

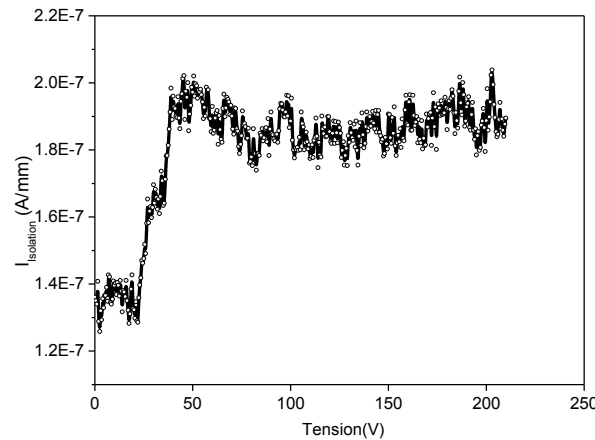


Figure IV. 9: Mesure du courant d'isolation entre deux contacts ohmiques espacés de 8 μm après implantation ioniques.

IV.4 Définition de la grille nitrure

C'est l'étape la plus critique du procédé de fabrication puisqu'elle conditionne les performances du transistor via la qualité de l'interface sous la grille entre le diélectrique d'isolation et le semiconducteur. La définition de l'électrode de grille débute par la gravure de la couche de cap SiN laquelle va définir la largeur du pied de grille.

Une couche de Si_3N_4 peut être gravée par voie humide avec des solutions chimiques comme l'acide phosphorique H_3PO_4 entre 140 °C et 170°C [87] ou dans une solution d'acide fluorhydrique HF [88]. Cependant, les vitesses de gravure observées dépendent fortement de la stœchiométrie du diélectrique et de sa densité volumique. Dans le cas de notre couche de cap déposée par MOCVD après croissance de l'hétéroépitaxie, la vitesse de gravure chimique obtenue s'avère être très faible (quelques A/min).

La couche Si_3N_4 peut aussi être gravée à l'aide d'un plasma fluoré comme le CHF_3 [89], CF_4 [90], $\text{CH}_3\text{F}/\text{O}_2$ [91], ou le SF_6 [92]. L'inconvénient majeur de cette gravure sèche est que le bombardement ionique inhérent aux processus par plasma, endommage la surface de AlGaN, détériorant ainsi les caractéristiques électriques de la commande de grille. Pour minimiser la génération d'états de surface néfastes au bon fonctionnement du transistor, nous avons opté pour un nouveau procédé qui mixte les avantages des deux méthodes de gravure sèche et humide sans en avoir les inconvénients. Ce nouveau procédé à la fois doux et sélectif est réalisé au moyen d'un plasma hydrogène.

La première étape consiste à graver partiellement la couche Si_3N_4 par plasma SF_6 . La couche de Si_3N_4 restante est exposée à un plasma hydrogène afin de synthétiser une couche de SiN hydrogénée SiN:H exclusivement sur l'épaisseur de la couche restante. La couche SiN:H dite modifiée peut alors être gravée dans une solution chimique à base de HF (BOE 1%). L'avantage de ce procédé est le contrôle précis de la profondeur modifiée via la puissance de plateau. La figure IV.10 illustre le procédé d'hydrogenation utilisé pour la gravure de la couche Si_3N_4 sous la grille. L'explication du mécanisme de gravure et les calibrations de tous les paramètres du plasma sont détaillées dans le chapitre V.

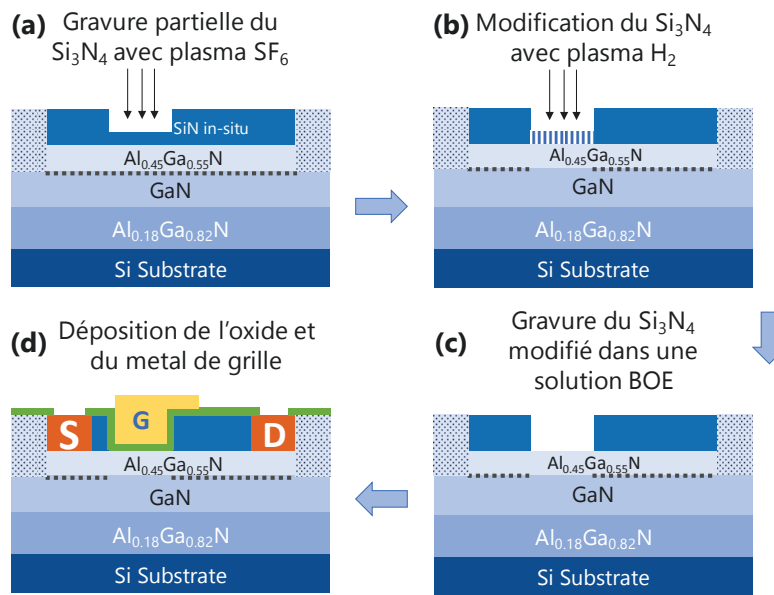


Figure IV. 10: Schéma du procédé d'hydrogenation utilisé pour la gravure de la couche Si_3N_4 sous la grille.

Une fois la gravure de la couche de SiN modifiée réalisée, l'échantillon est nettoyé dans un bain au *remover* chauffée, puis est passé à l'acétone et à l'alcool IPA pour enlever toute trace de résine résiduel du masque utilisé. Un prétraitement de la surface de la couche AlGaN est ensuite effectué pour préparer sa surface au dépôt de l'oxyde de grille. Ce prétraitement a été développé dans la thèse de Ahmed Chakroun. L'échantillon est immergé dans une solution d'hydroxyde de potassium (KOH 45%) pendant 2 min, rincé à l'eau DI pendant 5 min et séché. Le prétraitement se termine avec un nettoyage dans l'acide chlorhydrique (HCl) pendant 2 min, suivi d'un rinçage à l'eau DI pendant 5 min et d'un séchage à l'azote. L'échantillon est alors directement introduit dans la chambre du réacteur de dépôt PECVD où une couche de ~ 8 nm d'oxyde de silicium (SiO_x) y est déposée.

Finalement, une deuxième photolithographie permet de définir le métal de la grille (Ni/Au) lequel est déposé par évaporation à canon d'électrons.

IV.5 Plots d'épaississement

Après la définition de la grille, les plots d'épaississement sont déposés. Ils sont utilisés pour la caractérisation électrique sous pointes des transistors. La première étape consiste à graver l'oxyde de grille préalablement déposé dans les zones des plots d'épaississement. La gravure est réalisée dans un bâti ICP avec un mélange gazeux constitué de CF_4 , H_2 et O_2 . La deuxième étape consiste à définir les zones des pads avec une photolithographie au moyen d'un bicouche de résine PMMA/S1813. Après exposition et développement de la résine, un profil casquette est obtenu. Les plots d'épaississements sont ensuite déposés par évaporation sous vide à canon d'électrons suivant le séquentiel métallique Ni/Au. La figure IV.11 illustre le transistor MOSHEMT fabriqué après dépôt des plots d'épaississements.

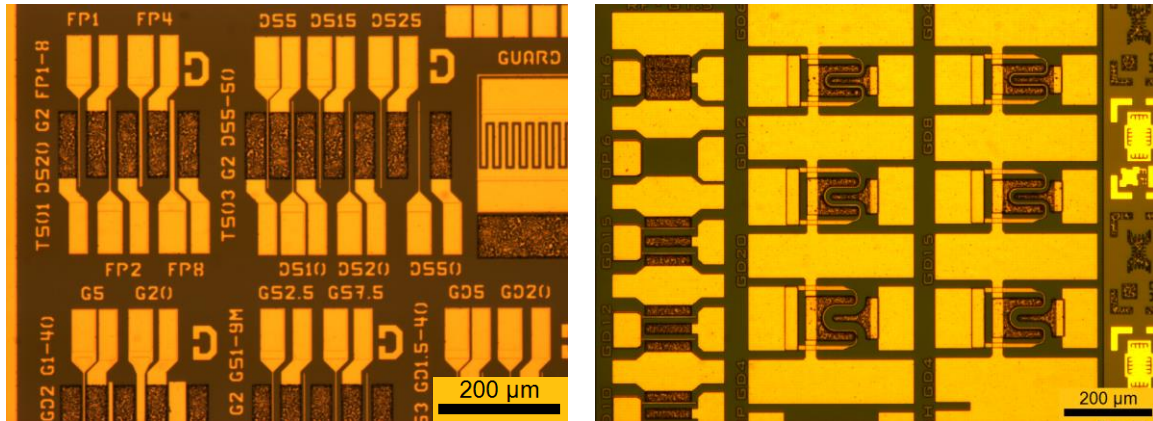


Figure IV. 11: Image prise avec microscope optique du MOSTMEHT fabriqué après dépôt des plots d'épaississements.

IV.6 Dépôt de couche de passivation ou (couche anti-scratch)

Le dépôt de la couche anti-scratch est la dernière étape de fabrication des composants. Cette couche diélectrique sert comme couche de protection et a pour but d'encapsuler le composant afin de limiter l'impact de l'environnement extérieur et améliorer sa fiabilité. Tous les échantillons, fabriqués dans le cadre de cette thèse de doctorat, ont subi un dépôt de couche anti-scratch de Si_3N_4 (300 nm) déposé par PECVD à 300 °C.

Pour pouvoir mesurer le transistor encapsulé, il est nécessaire d'ouvrir cette couche de passivation au niveau des plots d'épaississement. Pour se faire, une photolithographie est

réalisée, suivi d'une gravure sèche de la couche diélectrique. La gravure est faite dans un bâti ICP avec un mélange gazeux constitué de CF_4 et de H_2 . En fin de gravure, la résine est gravée par un plasma oxygéné puis dissoute chimiquement dans des solvants organiques (remover/ACE/IPA). La figure IV.12 montre le transistor MOSHEMT fabriqué après l'étape d'ouverture de la couche anti-scratch.

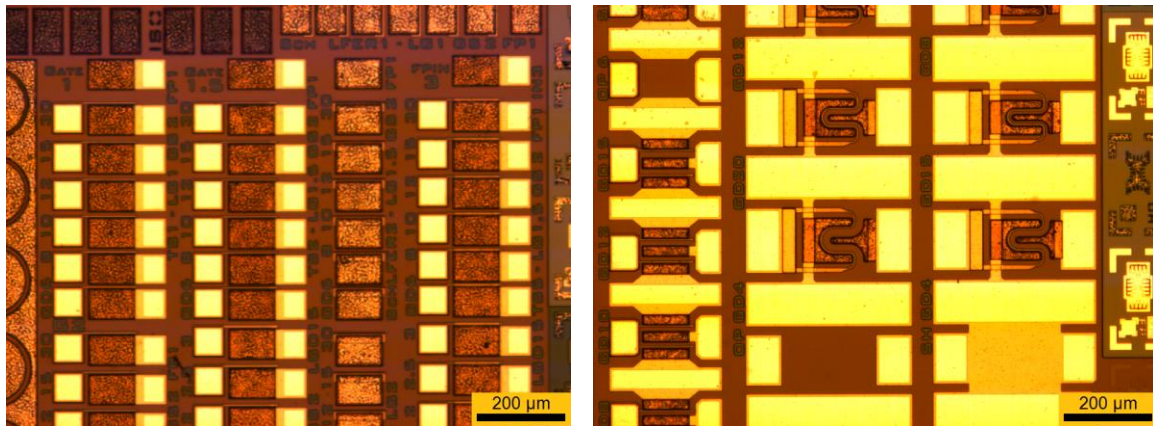


Figure IV. 12: Image prise avec microscope optique du MOSTMEHT fabriqué après ouverture de la couche anti-scratch.

Dans ce chapitre, nous avons présenté succinctement le procédé technologique mis au point pour la fabrication des transistors HEMTs $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ *Normally-OFF*. La majeure partie de ce travail a été consacrée au développement d'un procédé de gravure du Si_3N_4 pour définir le pied de grille. Ce procédé nous a permis de graver la couche Si_3N_4 d'une manière douce, sélective et surtout sans endommager la couche barrière AlGaIn .

L'étude du mécanisme de gravure ainsi que l'optimisation des paramètres du plasma hydrogène sont détaillée dans le chapitre V. Les résultats obtenus en utilisant ce procédé de fabrication des transistors HEMTs $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ *Normally-OFF* sont décrits dans le chapitre VI.

CHAPITRE V DÉVELOPPEMENT DE PROCÉDÉ DE GRAVURE DU Si_3N_4 PAR PLASMA HYDROGÈNE

AVANT PROPOS

Auteurs et affiliations:

- **M. Bouchilaoun** : Étudiante au doctorat, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **A. Soltani** : Maître de Conférences HDR, Université de Lille, Professeur associé, Département de génie électrique et informatique, Université de Sherbrooke.
- **A. Chakroun** : Stagiaire post-doctoral, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **A. Jaouad** : Professeur associé, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **M. Darnon** : Chargé de recherche CNRS, Professeur associé, Département de génie électrique et informatique, Université de Sherbrooke.
- **F. Boone** : Professeur, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **H. Maher** : Professeur, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.

Date d'acceptation : 30 Janvier 2018

État de l'acceptation : version finale publiée le 01 Mars 2018

Revue : PSS (a) Physica Status Solidi

Référence : <https://doi.org/10.1002/pssa.201700658>

Titre en français : Gravure douce et sélective du nitrure de silicium par un plasma hydrogène.

Contribution au document :

Dans ce document nous rapportons une étude sur le développement d'un procédé de gravure du nitrure de silicium. Comme illustrer dans le chapitre précédent, l'hétérostructure utilisée dans cette étude est capée par une couche de Si_3N_4 . Puisque cette couche est déposée par MOCVD à très haute température, elle présente une vitesse de gravure chimique très faible (quelques Å/min). La gravure du Si_3N_4 in-situ se fait habituellement avec un plasma fluoré (SF_6 ou CF_4). L'inconvénient majeur de cette méthode de gravure sèche, est que le bombardement d'ions, lors de la gravure plasma, endommage fortement la surface d'AlGaIn, détériorant ainsi ses caractéristiques électriques et morphologique (rugosité). Pour éviter ce phénomène, nous avons développé un procédé de gravure doux et sélectif basé sur un plasma hydrogéné. Cette étude a fait l'objet d'un article soumis, accepté et publié dans le journal PSS (a) Physica Status Solidi.

Résumé en Français : Dans cet article, le développement d'un procédé doux et sélectif pour augmenter la vitesse de gravure et contrôler avec précision l'épaisseur gravée du matériau Si_3N_4 est rapporté. Cette technique combine les faibles endommagements de la gravure humide avec l'anisotropie de la gravure par plasma. Ce qui est compatible avec les exigences de nombreux dispositifs électroniques sensibles à la surface tels que les transistors MOS. Ce procédé consiste en une modification locale de la couche de Si_3N_4 en utilisant un plasma hydrogène suivi d'une attaque chimique dans une solution d'acide fluorhydrique. Les conditions de plasma sont optimisées et une vitesse de gravure relativement élevée est démontrée. Les analyses FTIR montrent clairement que la formation d'espèces N-H et Si-H dans la couche de Si_3N_4 hydrogénée contribue efficacement à l'augmentation de la vitesse de gravure. Enfin, un modèle de gravure chimique est proposé pour expliquer le taux de gravure élevé du Si_3N_4 hydrogéné.

Mots Clés : Mécanisme de gravure, plasma hydrogène, gravure sélective, nitrure de silicium.

A Hydrogen Plasma Treatment for Soft and Selective Silicon Nitride Etching

M. Bouchilaoun, A. Soltani, A. Chakroun, A. Jaouad, M. Darnon, F. Boone, and H. Maher

I.1 Abstract

In this paper, the development of a soft and selective method to increase the etching rate and control accurately the etched thickness of Si_3N_4 material is reported. This technique combines the low damage characteristics of wet etching with the anisotropy of plasma etching which is compatible with the requirements of many surface sensitive electronic devices such as MOS transistors. This consists on a local modification of the Si_3N_4 layer using hydrogen-based plasma followed by wet chemical etching in buffered oxide etch solution. The plasma conditions are optimized and a relatively high etch rate is demonstrated. FTIR analyses show clear evidence that the formation of N–H and Si–H species in the hydrogenated Si_3N_4 layer contributes effectively to the increase of the etching rate. Finally, a chemical etching model is proposed to explain the higher etch rate of hydrogenated Si_3N_4 .

Keywords: Etching mechanism, Hydrogen plasma, Selective etching, Silicon nitride

V.2 Introduction

Silicon nitride (Si_3N_4) is an important material exhibiting a wide range of electrical, optical, and mechanical properties such as band gap, refractive index, and dielectric constant [93]. Depending on the chemical composition and the growing method, the applications are diverse. Silicon nitride is used in memory devices [94], optical waveguides [95], solar cells [96], biomedical and biosensor fields [97], [98], [99]. It can be also used in semiconductor devices technology for interlayer isolation, gate dielectric [100], and thin film capacitor [101]. In addition, due to its hardness and its non-permeability to moisture and many ionic contaminations, this material is widely used as passivation and encapsulation layer for electronic and optoelectronic devices [102]. Many techniques are used to deposit silicon nitride thin films: low pressure chemical vapor deposition (LPCVD) [103] and metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) [104] for stoichiometric Si_3N_4 , or by plasma-enhanced chemical vapor deposition (PECVD) [89]. Mostly, for Si_3N_4 plasma

etching, fluorine gases such as CHF_3 , CF_4 [90], $\text{CH}_3\text{F}/\text{O}_2$ [91] and SF_6 [105], [92] are used. The problem in using fluorine plasma etching is that damages are introduced in the underlying layer, which can modify or degrade the electronic device performance [106]. By chemical wet etching of Si_3N_4 , less or no surface damage are introduced. Except hot phosphoric acid (H_3PO_4) etching which presents major drawbacks in terms of safety issues and contaminations [87], [107], hydrofluoric acid (HF)-based solutions appear to be a candidate for wet etching of silicon nitride films [88]. Non-stoichiometric SiN_x deposited by PECVD can be easily etched by HF-based solutions, while the etch rate of stoichiometric Si_3N_4 is very low ($0.8 - 1 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$ [88]), which requires a long etching time that degrades the masked part of the wafer. An alternative approach was proposed to combine the anisotropy of plasma etching with the low damage characteristics of wet etching. This consists on a Si_3N_4 layer modification by hydrogen plasma followed by a HF etching with a high etching rate and high selectivity with respect to the non-modified Si_3N_4 [108]. In this work, we have systematically studied the influence of etching parameters such as: bias power, hydrogen plasma time exposure, and buffered oxide etch (BOE 6:1 volume ratio of 40% NH_4F in water to 49% HF in water) dip time on Si_3N_4 films. Following those results, a refined chemical etching mechanism is proposed for modified Si_3N_4 . This mechanism is confirmed by Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR) measurement.

V.3 Experimental Section

Experiments were carried out on 1 cm^2 silicon (100) samples with 300 nm thick silicon nitride layer deposited by LPCVD at 800°C with a refractive index of 2.0115 at 632 nm. Figure V.1 summarizes step by step the selective Si_3N_4 etching approach. Silicon nitride films were exposed to a hydrogen plasma in a STS Multiplex ICP (inductively coupled plasma) system. Two separate 13.56 MHz RF sources are connected to the coil and the chuck to generate the plasma and control the ion energy, respectively. The wafer mechanically clamped on the chuck is maintained at constant temperature. The experiments are carried out with the following conditions: 100 W coil power, 45 mTorr pressure, 45 sccm H_2 flow rate, and 20°C platen temperature with helium back side cooling to maintain a good thermal contact between the chuck and the wafer. The bias power and the exposure time were varied as shown in Sections V.4.1 and V.4.2. The chamber conditioning is

carried out under the same conditions during 30 min after a multistep cleaning process. After hydrogen plasma treatment, the samples were dipped in BOE solution for 60 s. The silicon nitride film thickness was measured by ellipsometry using a J.A. Woolam ALPHA-SE spectroscopic ellipsometer. The system acquired a spectrum ranging from 380 to 900 nm. Data were fitted by regression analysis with a Tauc–Lorentz model. Transmission FTIR spectra were recorded with a Bruker VERTEX 80/70v FTIR spectrometer, using a Globar source, a KBr beam splitter and a MCT D313 detector. Spectra were presented in absorbance, and covers a spectral range from 800 to 4000 cm^{-1} with a resolution of 1 cm^{-1} . A reference spectrum is measured using a pristine silicon nitride wafer in order to remove the spectral contribution of the silicon nitride wafer.

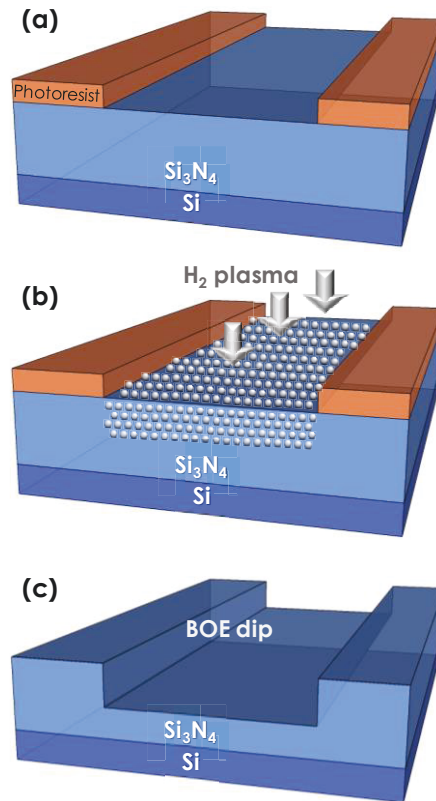


Figure V.1: Schematic illustration of selective Si_3N_4 etching approach. a) Definition of a window with photolithography, (b) hydrogen plasma modification, and (c) removal of the modified Si_3N_4 layer with BOE solution.

V.4 Results and Discussion

V.4.1 Plasma Penetration Depth Control

The implanted hydrogen ions penetrate a certain thickness inside the Si_3N_4 film depending upon their energy. In order to estimate the penetration depth of implanted hydrogen inside Si_3N_4 , we used SRIM (stopping and range of ions in matter) software developed by Ziegler [109] to simulate the hydrogen profile. Figure V.2 shows an estimation of the hydrogen ions penetration depth in 500 Å of Si_3N_4 . The bias power was varied between 10 and 100 W, equivalent to 300–800 eV in terms of energy, respectively, deducted from the DC self-bias voltage measured at the wafer surface. The hydrogen concentration peaks are shifted to greater depth when the bias power increases. This means that increasing the bias power (i.e., the ions energy), hydrogen ions penetrate deeper in the Si_3N_4 film ranging from 55 to 115 Å. Based on this simulation, the etching rate depends on the concentration of implanted hydrogen in the Si_3N_4 layer which increases with the bias power (the inset, Figure V.2).

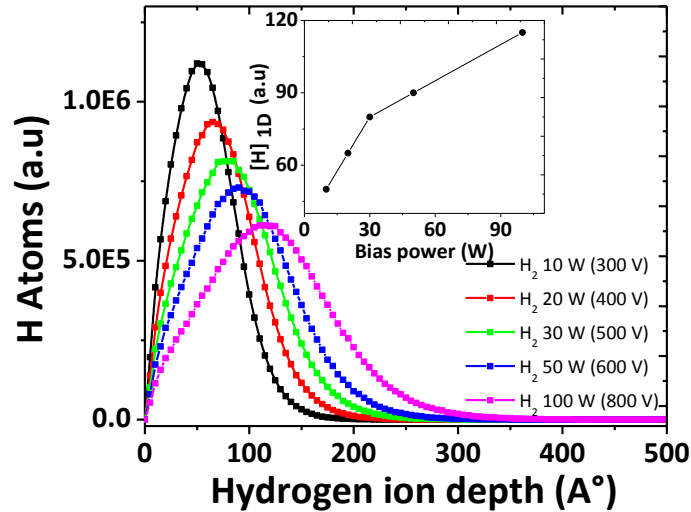


Figure V.2: Simulation of the hydrogen atoms distribution implanted in 500 Å Si_3N_4 layer with different bias power (or DC self-bias). The inset shows hydrogen concentration versus the bias power.

V.4.2 Modified and Pristine Si_3N_4 Etching Calibrations

To study hydrogen plasma effects on silicon nitride film, the Si_3N_4 etched thickness has been measured with various exposure time and bias power, respectively. As shown in Figure V.3.a, the exposure time was varied between 0 and 300 s with a pressure and bias power set to 45 mTorr and 100 W, respectively. The Si_3N_4 etched thickness increases rapidly with hydrogen plasma exposure time and gradually saturates around 12 nm after ~ 120 s, due to the saturation of the modified Si_3N_4 layer with bonded hydrogen. This

behavior was observed for each applied bias power. For a second time, the bias power was varied from 0 to 300 W with a pressure of 45 mTorr and an exposure time fixed to 120 s. The Si_3N_4 etched thickness increases linearly by increasing the bias power. This means that the hydrogen penetration depth increases, resulting in the increase of the modification depth of the Si_3N_4 layer.

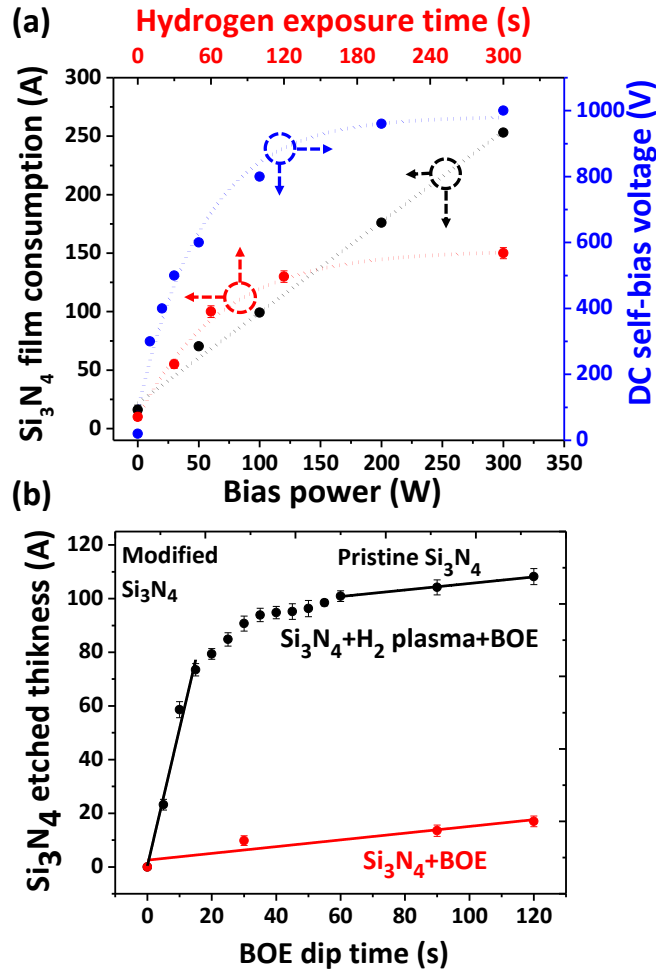


Figure V.3: The influence of: (a–black line) the bias power on the etched thickness of modified Si_3N_4 treated by H_2 plasma during 120 s and dipped 60 s in BOE solution, (a–red line) the H_2 exposure time on the etched thickness of modified Si_3N_4 treated by H_2 plasma at fixed bias power (100 W) and dipped 60 s in BOE solution, and (a–blue line) DC self-bias values corresponding to each value of bias power. (b) The etched thickness versus BOE dip time of Si_3N_4 layer treated by H_2 plasma at 100 W during 120 s measured by ellipsometry.

The etched thickness of hydrogenated Si_3N_4 depending on the dip duration in BOE is presented in Figure V.3.b. For the sample without hydrogen plasma, the etched thickness increases linearly with a very low slope corresponding to $0.8 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$. A similar study shows the same etch rate value for Si_3N_4 film in HF solution [88]. For the hydrogenated

sample, the curve shows three regions: (i) a linear increase of the etched thickness (constant etch rate) during the tens first seconds of BOE dip with a slope of $10 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$; (ii) a transit region with gradually decreasing etch rate from 10 to $0.8 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$ (between 10 and 60 s); and (iii) a saturation region after 60 s yielding to the same etching rate as the pristine Si_3N_4 . The first slope corresponds to the highly hydrogenated Si_3N_4 layer ($\sim 8 \text{ nm}$), while the second slope is attributed to the remaining non-modified Si_3N_4 layer ($\sim 2 \text{ nm}$). The transit region indicates a graded layer between 8 and 10 nm. The same behavior has been observed by Posseme et al. [110] [111]. To explain the difference in reaction kinetics of pristine and modified Si_3N_4 , the etching mechanism has been investigated in this work for both cases.

Figure V.4 shows an AFM image and the roughness profile of pristine (A) and etched Si_3N_4 (B) layers with and RMS of 0.20 and 0.24 nm, respectively. It suggests that no significant critical dimension loss (for patterns in the micron range), no damage, or sputtering was induced by hydrogen plasma (following by BOE etching), mainly, due to the low mass of hydrogen ions. The anisotropy of hydrogen implantation profile by the hydrogen plasma allows a precise control of the wet etching profile in BOE.

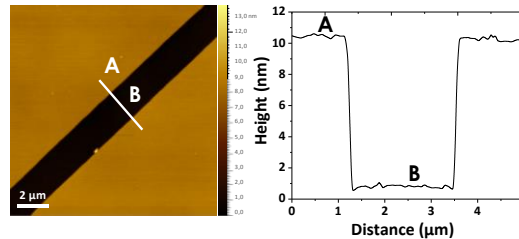


Figure V.4: AFM image with roughness profile of 10 nm deep Si_3N_4 film with selective etching approach.

V.4.3 FTIR-Based Spectroscopic Analysis

In order to investigate the etching mechanism of hydrogenated silicon nitride, a chemical analysis by FTIR is presented. Figure V.5.a shows FTIR spectra of Si_3N_4 sample before and after 120 s hydrogen plasma. The absorbance of the Si_3N_4 sample after 120 s hydrogen plasma followed by 60 s dip in BOE solution is also presented. The absorption spectrum of the as-deposited Si_3N_4 without hydrogen plasma shows a peak at 1120 cm^{-1} which could correspond to a bending SiO vibrations [112]. In addition, absorption bands from organic pollution (CH_x) are observed between 2820 and 2990 cm^{-1} and will not be discussed here. After hydrogen plasma exposure, the FTIR spectrum exhibits two new absorption peaks,

one around 2251 cm^{-1} which corresponds to Si–H bond (see Figure V.5.b) and another one around 3234 cm^{-1} assigned to the stretching modes of N–H bonds vibration [113], [114]. The appearance of the Si–H and N–H peaks indicates the formation of covalent bonds after hydrogen plasma exposure, confirming hydrogen implantation in the Si_3N_4 film. After a dip in BOE solution, the Si–H and N–H peaks disappear, indicating the total consumption of hydrogenated species originating from the hydrogenated Si_3N_4 film. This assumption is in good agreement with the literature, where the etching rate of Si_3N_4 in HF solution depends strongly on the hydrogen concentration in the Si_3N_4 film [115].

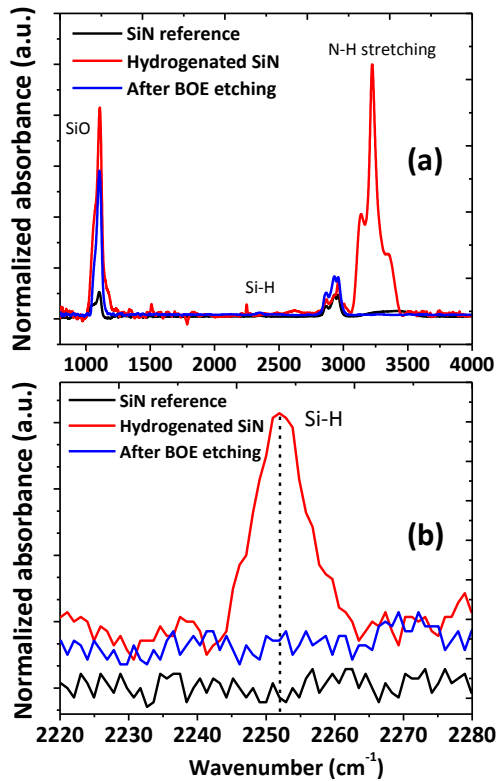


Figure V.5: Typical transmission-FTIR spectrum of as deposited Si_3N_4 , hydrogenated Si_3N_4 using plasma H_2 at 100 W and etched modified Si_3N_4 by BOE.

V.4.4 Etching Mechanism of Modified and Pristine Si_3N_4

Several reaction mechanisms for the etching of Si_3N_4 films in HF solution were discussed in the literature, based essentially on the pH and Si_xN_y stoichiometry [116], [117]. Knotter and Denteneer and Liu et al. have proposed an etching mechanism of quasi-stoichiometric silicon nitride. It consists on the dissolution of one Si atom at the surface by successive breaking of four Si–N bonds [116]. The first step of the etching process involves

substitution of Si-NH_2 surface bond by Si-F . In fact, due to the stronger polarization of the Si-F bond, the electronic cloud moves toward the fluorine atom, which makes Si atom prone to further F^- attack, this weakening the remaining three anchoring Si-N inner-bonds. Consequently, two and three Si-N back-bonds will be broken to remove Si atom, which will be separated from the surface as SiF_4 and leaving Si-NH surface groups. This mechanism is similar to the etching mechanism in HF proposed for Ge and GaAs [118], [119].

For hydrogenated Si_3N_4 (SiN:H), hydrogen plasma treatment induces the formation of Si-H and N-H back-bonds as shown previously by FTIR. Therefore, the silicon atom is less bounded with the bulk compared to pristine Si_3N_4 . In this case, Si atom can form Si-NH_2 surface bond, Si-H and Si-NH back-bonds, as sketched in Figure V.6. The mechanism starts by a substitution of Si-NH_2 surface bond by Si-F bond, as explained above. Then, Si-NH back-bond appears to be an important target for F^- ions due to its lower bond energy compared with Si-N-Si back-bond. Once two Si-F bonds are formed, only one Si-N bond remains to be broken to remove Si atom from the surface as SiF_4 . In the same way, the Si_3N_4 film will be etched layer by layer [116]. We believe that the presence of one Si-H bond in hydrogenated Si_3N_4 is equivalent to one less Si-N back-bond to be broken in pristine Si_3N_4 , which results in faster etching rate. When no more hydrogen provided from hydrogen plasma is present in the material, the etch mechanism of Si_3N_4 becomes dominant again and similar etch rate as pristine Si_3N_4 are measured. Such difference in the etching mechanisms provides an explanation of the different etching rates of the hydrogenated and pristine Si_3N_4 in fluorine-based solution.

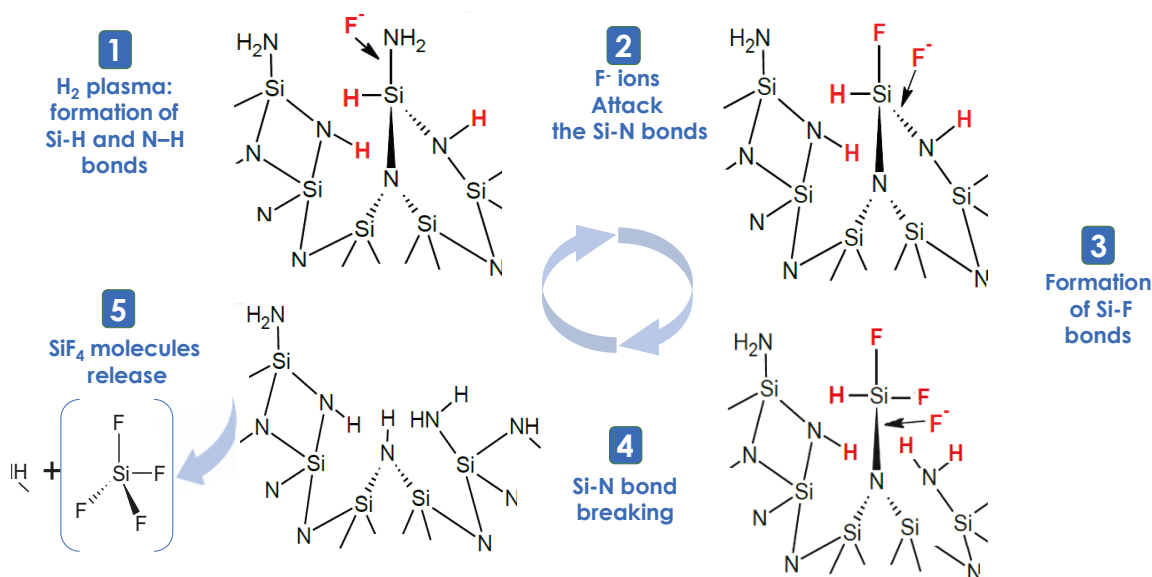


Figure V.6: Schematic of the etching mechanism of hydrogenated Si_3N_4 in HF solution.

V.5 Conclusion

High etch rate of Si_3N_4 films has been demonstrated by hydrogen plasma pre-treatment followed by etching in BOE solution. Using this new process, the etch rate is increased by a factor larger than 10 ($10 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$ vs. $< 0.8 \text{ nm} \cdot \text{min}^{-1}$ for hydrogenated and pristine Si_3N_4 films, respectively). FTIR measurements confirm the presence of N-H and Si-H species in the hydrogenated Si_3N_4 layer which contribute effectively to promote the chemical reaction and increase the etching rate of the film in BOE-based solution. A refined chemical etching mechanism is proposed for hydrogenated Si_3N_4 . Such technique which finely controls the etched thickness, with nanometer accuracy, selectively, and without damaging the underlying layer is very promising for the fabrication of many microelectronic devices.

V.6 Acknowledgments

The authors would like to acknowledge Youcef A. Bioud and Pr. Mihai Scarlete for many fruitful discussions, Marie-Clara Pépin for the revision and Marie-Josée Gour and the LNN staff for their support. This work was partially supported by the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC), le Regroupement Québécois sur les Matériaux de Pointe (RQMP), and NanoQuébe.

V.7 Supporting information

We have also made supplementary experiences on new samples of LPCVD silicon nitride fabricated at 550 °C (vs 800 °C for the studied samples in the manuscript) to provide more explanations. The bias power and BOE dip time were varied as sketched in figure V.7.

Figure V.7 (a) shows the Si_3N_4 etched thickness as function of BOE dip time for different bias power (100 W, 200 W, and 300 W). When the bias power increases, the thickness of modified (hydrogenated) Si_3N_4 increases and shift to the right.

Figure V.7(b) shows the derivative of Si_3N_4 etched thickness as function of BOE dip time, which represents the instantaneous etching rate of Si_3N_4 film for each bias power. This graph shows three regions:

Region 1: Constant instantaneous etch rate (until 10 s): The instantaneous etching rate is higher, and increases very little with increasing the bias power (see Table V.1). This layer corresponds to the fully saturated Si_3N_4 layer thickness by hydrogen.

Region 2: 10 s < t < 60 s, the instantaneous etching rate decreases vs. BOE dip time for each bias power. However, for the same BOE dip time, the instantaneous etching rate increases with the bias power (See Table V.1). The layer is partially hydrogenated.

Region 3: A few times after, the instantaneous etching rate varies very little with increasing the bias power (see Table V.1). The etching rate in this region is similar to the etching rate of pristine Si_3N_4 and it is equivalent to V_0 (0.13 A/s).

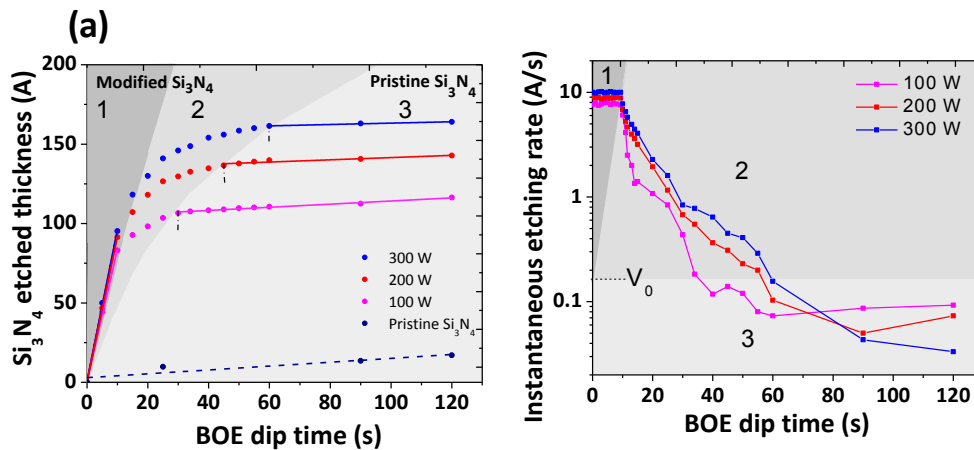


Figure V. 7: a) The etched thickness versus BOE dip time of Si_3N_4 treated by H_2 plasma with different bias power (100 W, 200 W, and 300 W) during 120 s. b) Instantaneous etching rate of Si_3N_4 film for each bias power plotted from the derivative of Si_3N_4 etched thickness as function of BOE dip time (V_0 is the etching rate of pristine Si_3N_4).

The average etching rate of Si_3N_4 shown in Table V.1, is calculated from the integral of the etched thickness versus BOE dip time of Si_3N_4 curve.

$$\langle V \rangle = \frac{1}{t_2 - t_1} \int_{t_1}^{t_2} E dt \quad (\text{V.1})$$

Where:

$t_2 - t_1$ = BOE dip time = 5s; 30s; 60s.

E: Si_3N_4 etched thickness

For the same BOE dip time, the average etching rate of Si_3N_4 increases slightly with bias power.

Tableau V. 1: Average and instantaneous etching rate of Si_3N_4 as function of bias power related to three regions.

Time (s)	Average etching rate (nm/s)			Instantaneous etching rate (nm/s)		
	100 W	200 W	300 W	100 W	200 W	300 W
5 (region 1)	2.21	2.33	2.5	7.9	8.9	10
30 (region 2)	7.91	9.23	10.1	0.435	0.67	0.83
60 (region 3)	9.4	11.41	12.83	0.073	0.103	0.156

CHAPITRE VI EFFET DE L'HYDROGÈNE SUR LE GaN

Nous avons dans un premier temps étudié les paramètres du plasma hydrogène pour la gravure des couches Si_3N_4 déposées par LPCVD et déterminé le mécanisme de gravure de ces mêmes couches. Nous avons utilisé ce procédé pour graver la couche de cap de SiN de l'hétérostructure décrite précédemment pour fabriquer des transistors HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF* avec un minimum de dégradation de l'interface isolant/SC.

Dans ce chapitre, nous exposons l'effet de l'hydrogène sur des couches de GaN, de AlGaN ainsi que sur une hétérostructure AlGaN/GaN. Le choix des paramètres du plasma hydrogène pour la gravure de la couche de cap de SiN pour la fabrication des HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF* est aussi décrit.

VI.1 Effet de l'hydrogène sur une couche de GaN

Van de Walle et al. [120] ont étudié les interactions de l'hydrogène avec les défauts natifs dans le GaN. Étant donné que la formation des défauts d'antisites et interstitiels est peu probable dans le GaN, ces chercheurs se sont concentrés sur l'interaction de l'hydrogène avec les lacunes d'azote (V_N) et les lacunes de gallium (V_{Ga}).

Dans le GaN de type N, les lacunes de gallium (V_{Ga}) constituent la principale source de défauts. Elles sont associées à des accepteurs profonds et émettent en photoluminescence une large bande jaune [121]. Leurs énergies d'ionisation se situent à 1.1 eV, 0.64 eV et 0.25 eV au-dessus de la bande de valence.

Dans le GaN de type P, les lacunes d'azote (V_N) constituent la principale source de défauts. Elles sont associées à des donneurs situés à 0.5 ± 0.2 eV au-dessus du maximum de la bande de valence.

Il est admis depuis le début des études sur les semiconducteurs que l'hydrogène atomique interagit avec les liaisons pendantes des lacunes de manière à les passiver. En utilisant le formalisme de calcul PDFC (*pseudopotential-density-functional calculations*), Van de Walle [122] a trouvé que l'hydrogène peut former de multiples complexes avec les lacunes

de gallium (V_{Ga}) sous forme $V_{Ga}-H$, $V_{Ga}-H_2$, $V_{Ga}-H_3$ ou $V_{Ga}-H_4$ (cf. au schéma figure VI.1.a). Leurs énergies de liaisons sont données figure VI.1.b. Les fréquences de vibration des liaisons $V_{Ga}-H_n$ dans le moyen infrarouge ont été évaluées à 3100 cm^{-1} pour la liaison $V_{Ga}-H$ et de 3470 cm^{-1} pour la liaison $V_{Ga}-H_4$.

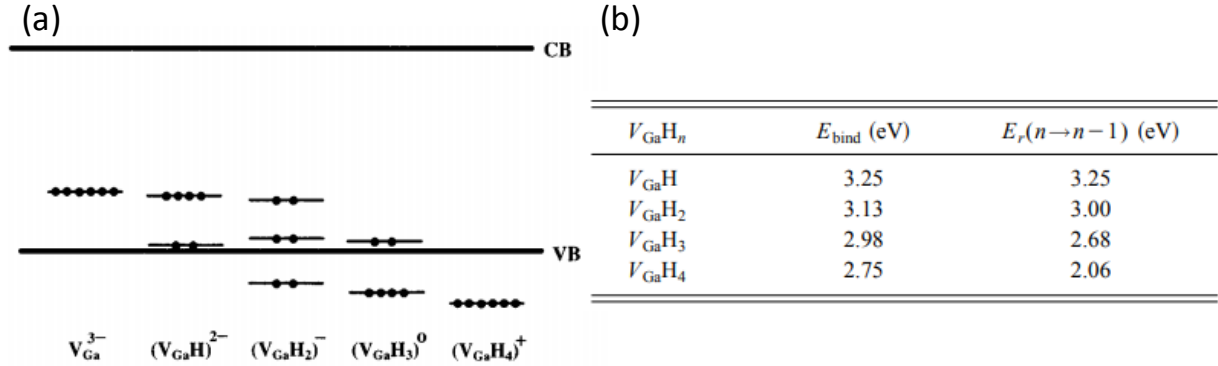


Figure VI.1: Position énergétique des complexes $V_{Ga}-H_n$ dans le GaN ainsi que leurs énergies de formation[122].

D'une manière générale, la lacune d'azote dans le GaN est entourée de trois atomes de gallium distants de 1.95 Å . La longueur de liaison Ga-H est de 1.6 Å [123]. Au vu de ces longueurs de liaisons, il est peu probable de former plusieurs liaisons Ga-H associées à la même lacune d'azote à cause de la forte répulsion entre les atomes d'hydrogène. Cependant, la fréquence de vibration théorique correspondante à la liaison Ga-H est inférieure à 600 cm^{-1} laquelle est beaucoup plus faible que celles mesurée expérimentalement. Par conséquent, Van De Walle en déduit l'improbabilité pour que ce type de liaison puisse se former.

En 1998, Weinstein et al., [124] ont confirmé avec exactitude les fréquences de vibrations prédites par Van de Walle, après implantation de l'hydrogène sur des couches de GaN. Le spectre infrarouge de la couche de GaN hydrogénée est représenté figure VI.2.

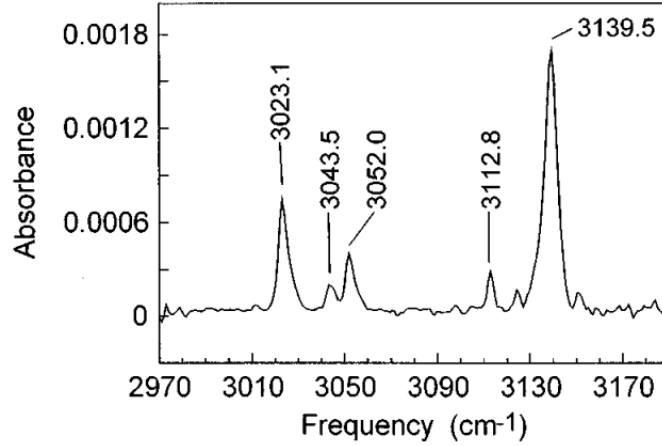


Figure VI.2: Spectre infrarouge d'une couche de GaN implantée par l'hydrogène [124].

Zavada et al. [125] ont étudié la stabilité thermique de l'hydrogène dans le GaN. Pour cela, ils ont comparé deux procédés d'hydrogénation. Le premier consiste à exposer une couche de GaN d'une épaisseur de 1 μm crue par MOCVD à un plasma hydrogène pendant 30 minutes. La puissance de plateau utilisée est de 200 W, la pression est de 5×10^{-2} mTorr et la température est fixée à 250°C. Le deuxième procédé consiste à implanter l'hydrogène dans la couche de GaN à température ambiante. L'énergie des ions est de 40 keV et la dose est de $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. Les deux échantillons ont été recuits à 800 °C et 900°C sous azote pendant 30 min et analysés par SIMS (*Secondary Ions Mass Spectroscopy*) (cf. figure VI.3). D'après cette analyse, l'hydrogène est stable dans les deux cas jusqu'à 800 °C. Après recuit à 900 °C, l'hydrogène se libère et migre soit vers la surface ou finit par être évacuer de la couche.

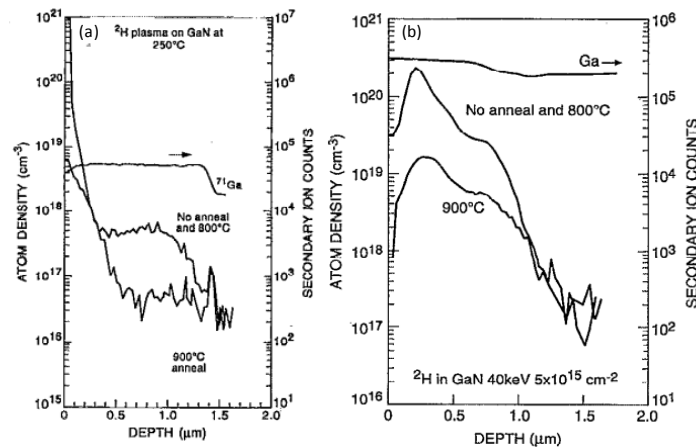


Figure VI.3: Profile de pénétration d'hydrogène dans la couche GaN (a) par plasma, et (b) par implantation avant et après recuit[125].

C'est pourquoi, la stabilité thermique de l'hydrogène dans les nitrures III-V et spécifiquement dans le GaN, permet d'expliquer la difficulté du dopage de type P au Mg. En effet, l'hydrogène forme des complexes Mg-H qui passive et annihile le caractère accepteur du magnésium. Un recuit à des températures élevées (900 °C) est nécessaire pour casser les liaisons Mg-H et obtenir des efficacités de dopage appréciables [126].

VI.2 Effet de l'hydrogène sur AlGaN

Pour comprendre l'effet de l'hydrogène sur AlGaN, Seghier et al. [127] ont exposé des couches de AlGaN à un plasma hydrogène. L'épaisseur des couches de AlGaN est de 1.6 μm et le taux d'Aluminium varie entre 10% et 30%. L'hydrogénation a été faite avec une puissance de plateau de 300 W et une pression de 20 mTorr. D'après les mesures C(V) représenté figure VI.4, la densité de porteurs dans la couche AlGaN hydrogénée diminue d'un facteur 2 à 3 par rapport à la couche non-hydrogénée. D'après Seghier et Gislason, cette diminution est due à la passivation des donneurs peu profond avec l'hydrogène. De plus, des mesures de DLTS (*Deep-level transient spectroscopy*) montre que l'hydrogène forme également un niveau donneur peu profond avec une énergie d'activation de 180 meV sous faible concentration, laquelle n'influence pas la densité totale des donneurs.

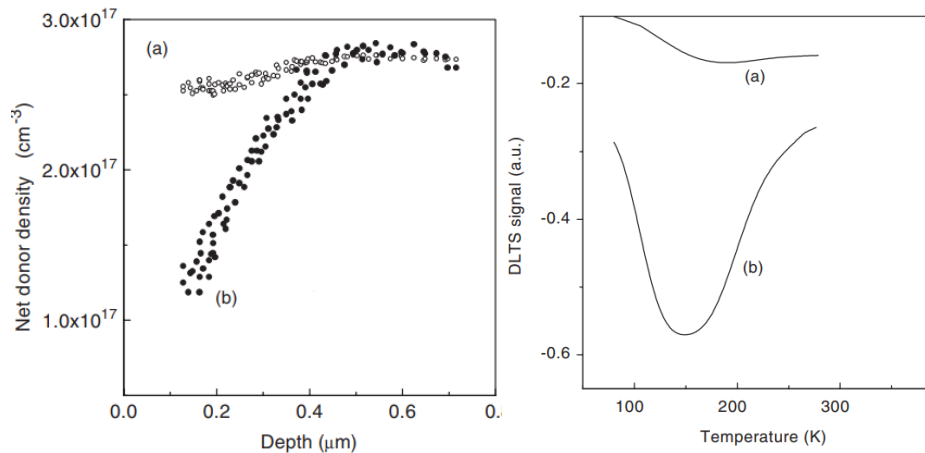


Figure VI.4: Mesure C(V) et DLTS des échantillons (a) référence, (b) avec plasma hydrogène[127].

VI.3 Effet de l'hydrogène sur l'hétérostructure AlGaN/GaN

Le problème principal de la famille des nitrures à large bande interdite est l'absence de substrat accordé en paramètre de maille avec GaN. Les hétérostructures AlGaN/GaN sont

épitaxiés généralement sur SiC, Saphir ou Silicium. Les importants désaccords de maille et la différence de coefficient de dilatation thermique entre le GaN et le substrat génèrent dans le matériau épitaxié de nombreux défauts structuraux comme des dislocations de l'ordre de 10^7 à 10^{11} cm^{-2} [128]. Ces dislocations se caractérisent par des niveaux accepteurs à leurs périphéries. Elles sont électriquement actives et peuvent favoriser des courants de fuite de grille, augmenter le bruit BF et diminuer la tension de claquage du dispositif [128]. Mimila-Arroyo et al., ont étudié l'effet d'un plasma au deutérium sur les propriétés de transport des hétérostructure AlGaN/GaN.

L'étude a été faite sur une hétérostructure $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ crue par MBE sur substrat silicium. Les épaisseurs de AlGaN et de GaN sont respectivement 20 nm et 1 μm . L'hétérostructure a été exposé à un plasma de deutérium avec une puissance de plateau de 3 W pendant 30 minutes, une température de 300 °C et sous une pression de 750 mTorr. La mesure SIMS faite après exposition de l'hétérostructure AlGaN/GaN au plasma de deutérium montre que le deutérium pénètre dans la couche AlGaN et s'accumule à l'interface AlGaN/GaN comme montré figure VI.5. Cette accumulation est due à la présence de défaut à l'interface AlGaN/GaN considérés comme des niveaux accepteurs qui captent une certaine concentration d'hydrogène.

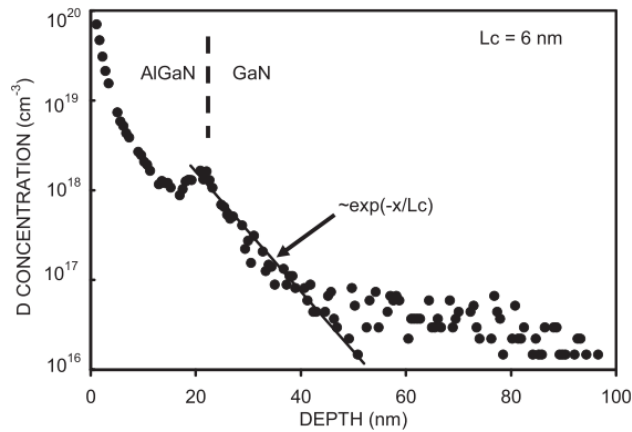
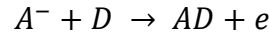


Figure VI.5: Profile de pénétration du deutérium dans une hétérostructure $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ [128].

Des mesures à effet Hall ont été faites pour déterminer l'effet du deutérium sur les propriétés de transport de l'hétérostructure AlGaN/GaN. Après exposition au plasma de deutérium, la résistance de feuille a diminué de 30%, la mobilité n'a pas changé malgré l'accumulation du deutérium à l'interface AlGaN/GaN car la concentration du deutérium

à l'interface ($1.5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$) est inférieure à la concentration des électrons dans le 2DEG ($1.1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$). Cette dernière a augmenté de 30% après exposition au plasma. L'amélioration observée dans les propriétés de transport après deutération est due à la passivation des accepteurs ionisés localisés en périphérie des dislocations et des défauts dans la couche AlGaN ou à interface AlGaN/GaN selon la réaction suivante :



Avec :

A⁻ : Accepteur ionisé

D : Deutérium

AD : Complexe accepteur-deutérium

e : électron libéré

Le deutérium passive donc un accepteur ionisé formant un complexe Accepteur-Deutérium et libère un électron, augmentant ainsi la densité des électrons dans le 2DEG. L'amélioration des propriétés de transport conduit à une amélioration des performances des transistors HEMTs AlGaN/GaN avec une augmentation du courant de drain I_{DS} , et une diminution de la résistance à l'état passant (R_{ON}).

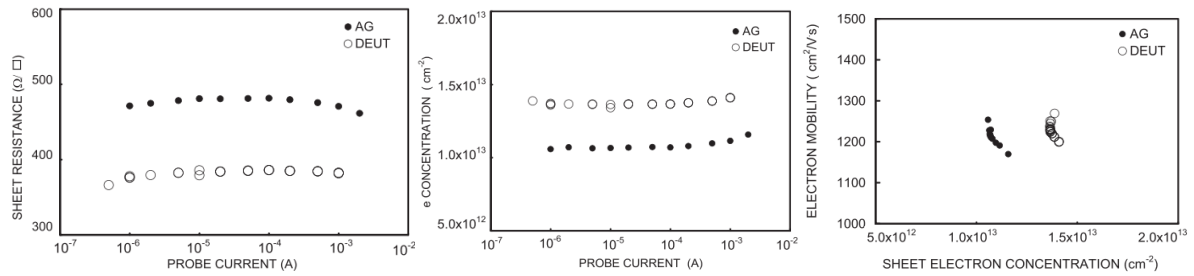
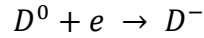


Figure VI.6: Propriétés de transport d'une hétérostructure $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ avant et après deutération[128].

Si les conditions du plasma de deutérium ne sont pas optimisées, les propriétés de transport des hétérostructures AlGaN/GaN se dégradent. Mimila-Arroyo et al., [129] ont testé différentes puissance de plasma à différentes températures. Ils ont remarqué que plus la puissance et la température augmentent, plus la densité des électrons dans le 2DEG ainsi que la mobilité des électrons se dégradent (cf. figure VI.7.a). La dégradation de la densité

des électrons dans le 2DEG peut être expliquée par le fait qu'une fraction des électrons du 2DEG a été piégée par le deutérium selon la réaction suivante :



La dégradation de la mobilité des électrons après deutération est due à la diffusion du deutérium chargé négativement (D^-) dans le gaz 2DEG. Les propriétés de transport restent dégradées malgré plusieurs recuits à 800 °C comme le montre la figure VI.7.b.

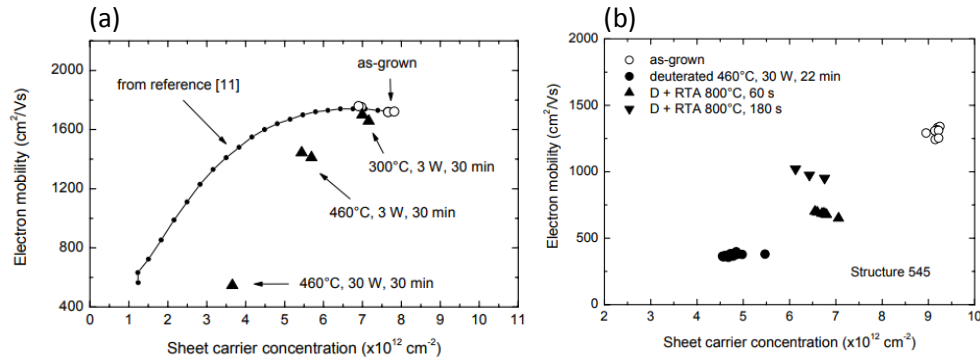


Figure VI.7: Propriétés de transport d'une hétérostructure Al_{0.26}Ga_{0.74}N/GaN avant et après deutération avec différentes puissances de plasma et différentes températures et après recuit (b)[129].

VI.4 Choix des paramètres du plasma hydrogène pour la gravure de la couche de cap de SiN pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaN/GaN Normally-OFF

VI.4.1 Analyses SIMS

Comme montré chapitre V, la pénétration des atomes d'hydrogène dans le matériau Si₃N₄ a été simulée avec le logiciel SRIM. Le but de cette simulation est de définir la profondeur de pénétration de l'hydrogène en fonction de la puissance du plateau (P_p) pour une puissance choisie de la bobine. Cette dernière nous a permis de calibrer les paramètres du plasma hydrogène afin de les utiliser pour la gravure de la couche de cap de SiN pour la fabrication des HEMTs AlGaN/GaN *Normally-OFF*. Afin d'obtenir la concentration réelle ainsi que la profondeur de pénétration de d'hydrogène dans l'hétérostructure AlGaN/GaN décrite précédemment, nous avons réalisé des analyses SIMS sur différents échantillons. L'impact d'un recuit basse température sur la désorption de l'hydrogène a aussi été étudié.

Le tableau ci-dessous présente une description des trois échantillons préparés pour les mesures SIMS.

Tableau VI.1: Description des échantillons utilisés pour les mesures SIMS.

	Plasma SF ₆	Plasma hydrogène
Échantillon 01	Gravure partielle de la couche de cap SiN avec plasma SF ₆ .	Exposition de la couche SiN restante à un plasma H ₂ avec une P_p de 100 W puis gravée dans BOE puis recuit à 420°C.
Échantillon 02	Gravure partielle de la couche de cap SiN avec plasma SF ₆ .	Exposition de la couche SiN restante à un plasma H ₂ avec une P_p 20 W puis gravée dans BOE puis recuit à 420°C.
Échantillon 03	Gravure partielle de la couche de cap SiN avec plasma SF ₆ .	Exposition de la couche SiN restante à un plasma H ₂ avec une P_p de 20 W puis gravée dans BOE, sans recuit.

La figure VI.8 présente les résultats des analyses SIMS pour les trois échantillons. On remarque que :

- En utilisant une puissance de plateau de **100 W**, l'hydrogène pénètre au-delà du 2DEG dont une partie se concentre à l'hétéro-interface AlGaN/GaN. Le même phénomène a été observé par Mimila et al. [128]. Ces auteurs ont attribué cette accumulation à la présence de défauts de structure à l'interface AlGaN/GaN considérés lesquels agissent comme des accepteurs.
- En utilisant une puissance de plateau de **20 W**, l'hydrogène pénètre dans l'hétérostructure AlGaN/GaN mais ne s'accumule pas à l'interface de manière abrupte mais plutôt en continu dans le volume de la couche canal de GaN mettant en évidence là encore la présence de défauts structuraux dans le canal de GaN. Cependant, sans recuit de désorption, la concentration de l'hydrogène reste élevée. Après recuit (à 420°C pendant 20 min), la concentration de l'hydrogène diminue d'un ordre de grandeur dans la couche canal de GaN et dans la couche barrière AlGaN.

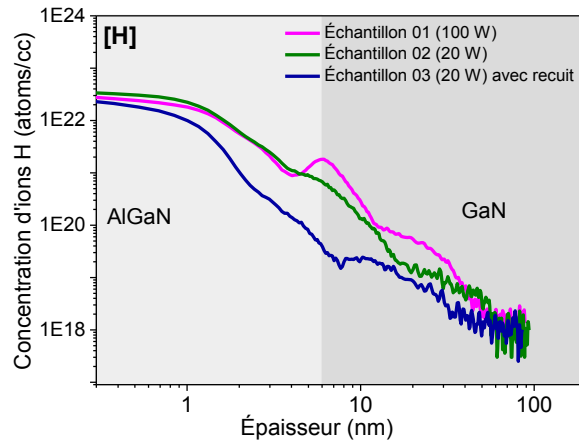


Figure VI.8: Profile SIMS présentant la profondeur de pénétration de l'hydrogène en fonction de la puissance de plateau.

Ces analyses nous ont permis de déterminer la puissance de plateau qu'il faut utiliser pour graver la couche de cap de SiN sans que l'hydrogène ne s'accumule à l'interface AlGaN/GaN. Nous avons déduit aussi que le recuit à 420°C pendant 20 min est nécessaire afin de désorber l'hydrogène, car sa présence à l'interface ou dans la couche AlGaN peut dégrader les performances du transistor.

VI.4.2 Mesures effet Hall

Des mesures à effet Hall ont été réalisées sur ces mêmes échantillons après chaque étape du procédé de gravure de la couche de cap SiN décrit dans le chapitre III. Ces mesures permettent d'extraire la résistance de feuille, la densité d'électrons ainsi que leur mobilité. Le montage expérimental utilisé est illustré Figure VI.9. Des contacts ohmiques sont déposés sur la surface des échantillons (de formes carrés) en configuration Van Der Pauw pour réaliser les contacts électriques. Ces contacts doivent être déposés sur les coins de l'échantillon afin de minimiser le courant de fuite.

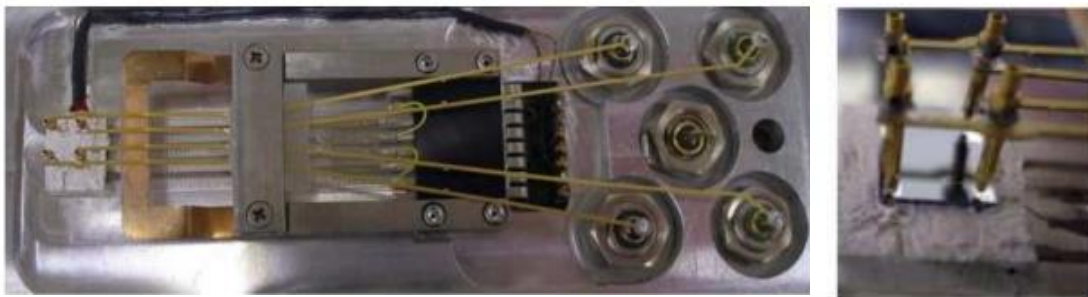


Figure VI.9: Montage expérimental pour la mesure Effet Hall.

Les résultats des mesures sont illustrés dans les figures VI.10, et VI.11.

- En utilisant une puissance de plateau de **100 W**, la résistance de feuille (R_{sheet}) augmente très fortement après exposition de l'échantillon au plasma hydrogène. La valeur de la résistance atteint $10 \text{ k}\Omega/\square$. Cette valeur augmente jusqu'à $15 \text{ k}\Omega/\square$ après recuit à 420°C pendant 20 min. La densité d'électrons (N_s) diminue fortement après plasma hydrogène et ne s'améliore pas après le recuit de désorption. La mobilité quant à elle diminue légèrement après plasma hydrogène et atteint une valeur de $1600 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ après recuit de désorption.

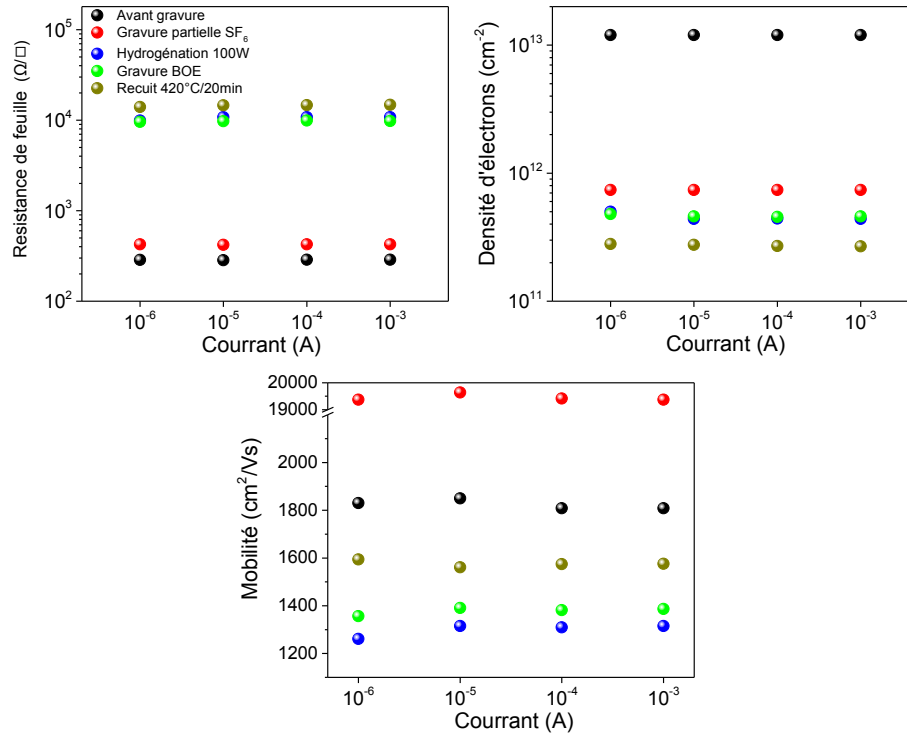


Figure VI.10: Mesures effet Hall après chaque étape du procédé de gravure de la couche cap de SiN en utilisant une puissance de plateau de 100W. Ω/\square

- En utilisant une puissance de plateau de **20 W**, la résistance de feuille (R_{sheet}) augmente très fortement après exposition de l'échantillon au plasma hydrogène, mais elle diminue après recuit de désorption. La densité d'électrons (N_s) diminue après plasma hydrogène, elle atteint une valeur de 10^{11} cm^{-2} , mais celle-ci s'améliore après le recuit de désorption. La mobilité des électrons diminue aussi après plasma hydrogène et reprend sa valeur initiale (avant gravure) après recuit de désorption. Ces résultats sont en accord avec les mesures à effet Hall réalisés par Mimila et al. [128] décrites dans la partie VI.4.

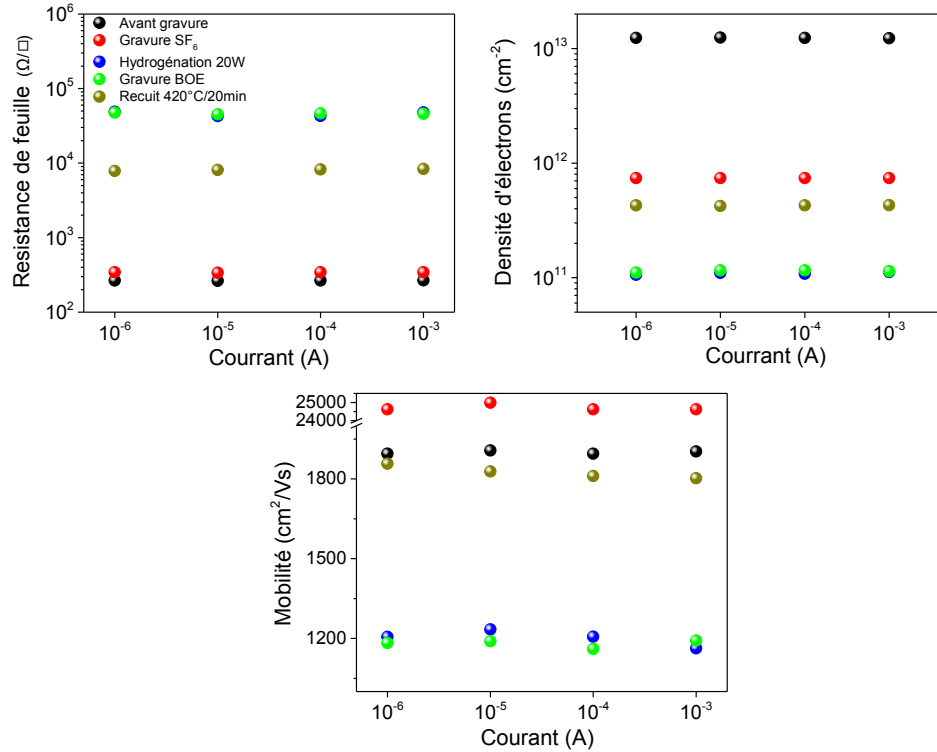


Figure VI.11: Mesures effet Hall après chaque étape du procédé de gravure de la couche cap de SiN en utilisant une puissance de plateau de 20W.

En se basant sur les analyses SIMS, les mesures effet Hall ainsi que ce qui a été rapporté dans la littérature, nous avons proposé un modèle explicatif sur l'effet de l'hydrogène sur notre hétérostructure AlGaN/GaN.

Il est admis que le réservoir en électrons dans le puits quantique 2D provient de la surface ou de son environnement direct au-dessus de la surface de la couche barrière AlGaN. Après gravure partielle de la couche de cap de SiN, la densité d'électrons diminue très fortement puisque le réservoir s'en trouve raréfié. Dans ce cas, la mobilité électronique y est considérablement augmentée. Une fois le plasma d'hydrogène réalisé, les ions/atomes d'hydrogène pénètre dans l'hétérostructure entre 20 et 30 nm correspondant à 20W et 100W de puissance de plateau respectivement. Il a été montré que l'hydrogène a pour effet de former avec les états électroniques en périphérie des dislocations des complexes électroniques qui agissent comme des centres accepteurs. Aussi, il est supposé que l'hydrogène fasse de même avec les défauts structuraux présents dans la couche de GaN et dans la couche barrière AlGaN. Cependant, seuls ceux à proximité du gaz d'électrons vont interagir avec les électrons du puits pour dégrader fortement leurs mobilités. Enfin, le recuit

de désorption permet d'améliorer les propriétés de transport mais dont les valeurs sont adaptées à la fabrication d'un transistor *Normally-OFF*.

Les résultats obtenus après la fabrication du transistor HEMT sont détaillés dans le chapitre VII.

CHAPITRE VII FABRICATION DE HEMTs

AlGa_N/Ga_N *NOMALLY-OFF*

AVANT PROPOS

Auteurs et affiliations:

- **M. Bouchilaoun** : Étudiante au doctorat, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **A. Soltani** : Maître de Conférences HDR, Université de Lille, Professeur associé, Département de génie électrique et informatique, Université de Sherbrooke.
- **C. Rodriguez** : Stagiaire post-doctoral, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **A. Jaouad** : Professeur associé, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.
- **H. Maher** : Professeur, Faculté de génie, Département de génie électrique et de génie informatique, Université de Sherbrooke.

Date de soumission : 18 Avril 2018

Revue : *IEEE Electron Device Letters*

Titre en français : Fabrication de transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N *Normally-OFF* en utilisant un plasma hydrogène pour graver la couche de cap Si₃N₄.

Contribution au document :

Cet article contribue à la thèse en décrivant le comportement *Normally-OFF* des transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N fabriqués, et en analysant les résultats obtenus. Cet article compare aussi deux transistors HEMTs AlGa_N/Ga_N, le premier fabriqué en gravant la couche de cap Si₃N₄ avec un plasma fluoré (SF₆), et le deuxième transistor est fabriqué en gravant la couche de cap Si₃N₄ avec un plasma hydrogène puis dans une solution chimique (BOE). Cette étude a fait l'objet d'un article soumis, dans le journal *IEEE Electron Device Letters*.

Résumé en Français :

Cette lettre décrit une nouvelle approche pour la fabrication de transistors à haute mobilité électronique AlGaIn/GaN (MOSHEMT) basée sur la gravure de la couche de cap de Si_3N_4 sous l'électrode de grille. Cette approche nous permet d'éviter toute exposition de la couche barrière AlGaIn à plasma fluor. Celle-ci consiste en une modification locale de la couche de Si_3N_4 avec un plasma hydrogène doux suivi d'une attaque chimique du Si_3N_4 hydrogéné. Les HEMTs AlGaIn/GaN fabriqués présentent un comportement *Normally-OFF* avec une tension de seuil de +0.4 V, un courant de drain maximum de 243 mA/mm pour une polarisation de grille de +6 V, associée à un courant de fuite de grille de 1 nA/mm.

Normally-Off AlGaIn/GaN HEMT Using a Soft Hydrogen Based Plasma Etching of Si₃N₄ Cap Layer

VII.1 Abstract

This letter reports a new approach for the fabrication of normally-off AlGaIn/GaN Metal-Oxide-Semiconductor High Electron Mobility Transistors (MOSHEMT) based on the wet etching of Si₃N₄ cap layer underneath the gate electrode avoiding any exposure of the AlGaIn barrier layer to fluorine plasma. This consists on a local modification of the Si₃N₄ layer using soft hydrogen based plasma followed by a wet chemical etching of the modified Si₃N₄. The fabricated Normally-OFF AlGaIn/GaN HEMTs presents a threshold voltage of +0.4 V, a maximum drain current of 243 mA/mm at a gate bias of +6 V associated to a gate leakage current below 1 nA/mm.

Index Terms: GaN, MOSHEMT, Si₃N₄ etching, Hydrogen plasma, soft plasma treatment, Enhancement-mode

VII.2 Introduction

Normally-OFF AlGaIn/GaN high electron mobility transistors (MOSHEMTs) are highly desired in power electronics systems. These devices avoid the use of negative-polarity voltage supply, and reduce the circuit complexity, as well as providing desirable inherent fail-safe operation [130]. To fabricate Normally-OFF AlGaIn/GaN HEMTs devices several approaches have been proposed in the literature, including fluorine ion implantation [50], gate recess [61] [60], p-GaN cap layer or p-AlGaIn barrier [131] [132], and the use of ultrathin barrier layer capped by in-situ Si₃N₄ layer [76].

In this last approach, the shift of the threshold voltage (V_{TH}) is achieved thanks to the selective etching of the in-situ Si₃N₄ cap layer underneath the gate electrode. As already reported in the literature, the in-situ Si₃N₄ layer cannot be removed using a common wet etching solution because of the low etching rate, which requires a long etching time that degrades the masked part of the wafer [88]. To overcome this problem, fluorine based plasma (SF₆, CF₄, etc.) has been largely used [92]. However, plasma etching could introduce potential damages and defects to the AlGaIn barrier layer which can affect the

device performance [133]. Furthermore, a small amount of fluoride ions is implanted into the AlGaIn barrier layer which will influence the stability and the reliability of AlGaIn/GaN HEMTs during operation, causing a shift of the threshold voltages V_{TH} especially under high thermal and electric-field stress [83] [134].

In this study, we report on the achievement of a Normally-OFF AlGaIn/GaN MOSHEMT using a new process for the etching of the Si_3N_4 cap layer, avoiding any exposure of the AlGaIn barrier layer to fluorine plasma. This consists on a partial etch of the in-situ Si_3N_4 layer by SF_6 based plasma followed by a local modification of the Si_3N_4 layer with a hydrogen based soft plasma. The modified Si_3N_4 layer will be totally etched using buffered oxide etch solution (BOE) [135]. The fabricated device using this approach shows a Normally-OFF behavior with a threshold voltage of +0.4 V, a maximum drain current of 243 mA/mm at a gate bias of + 6 V with gate leakage current bellow 1 nA/mm.

VII.3 Experimental procedure

The AlGaIn/GaN HEMT structure used in this study is reported in [60]. As sketched in figure VII.1, the device processing started with the gate electrode definition (Sample A), where the 50 nm in-situ Si_3N_4 layer was partially etched (45 nm) by SF_6 based plasma. The remaining Si_3N_4 (5 nm) was exposed to hydrogen plasma during 120 s. After 60 s dip in BOE solution, the modified Si_3N_4 was totally etched [135]. The samples were then cleaned and annealed at 800 °C for 30 min under N_2 flow to partially desorb the incorporated hydrogen. A passivation process based on an optimized chemical pre-treatment and 8 nm PECVD SiO_x layer was deposited as gate insulator[136]. Ohmic contacts were performed after ICP etching of Si_3N_4 cap layer, followed by Ti/Al/Ni/Au (12/160/40/100 nm) deposition using electron beam (e-beam) evaporation. After Rapid Thermal Annealing at 810 °C for 30 s, the insulation is achieved using Nitrogen implantation. The extracted contact resistance was 0.45 Ω .mm using TLM measurements. Finally, e-beam evaporation of Ni/Au (40/600 nm) gate metal was performed. The fabricated device has a source-gate spacing of L_{SG} = 3 μ m, a gate-drain spacing of L_{GD} = 15 μ m, and a gate length of L_G = 2 μ m. As reference (Sample B), AlGaIn/GaN HEMTs were also fabricated without hydrogen plasma treatment, where, the in-situ Si_3N_4 cap layer was completely (50 nm) removed by SF_6 based plasma before the gate electrode deposition. Both sample A and B are fabricated within the same batch.

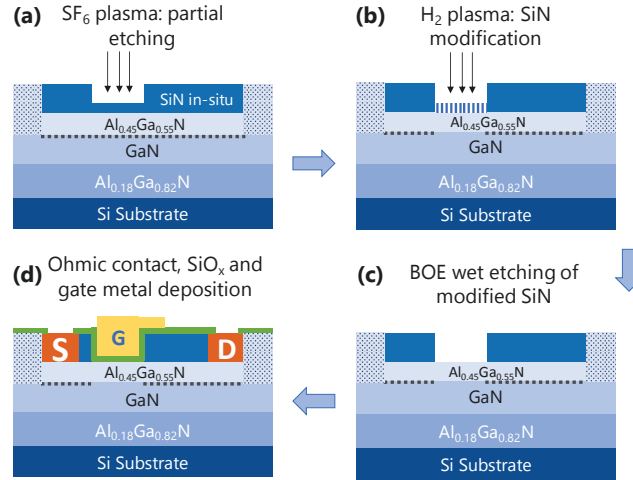


Figure VII.1: Schematics of the MOSHEMT fabrication process.

VII.4 Results and discussions

Figure VII.2 (a) shows HRTEM image of the fabricated device. As can be seen, the 50-nm thick Si_3N_4 dielectric layer was completely etched. The etched thickness is also confirmed by Atomic Force Microscopy (AFM) as shown in figure VII.2 (b). Note that the RMS surface roughness of the AlGaN barrier layer is improved from ~ 1.6 nm after SF_6 plasma etching of Sample B to ~ 0.7 nm after H_2 plasma treatment and BOE etching of sample A, on a surface of $1 \mu\text{m}^2$.

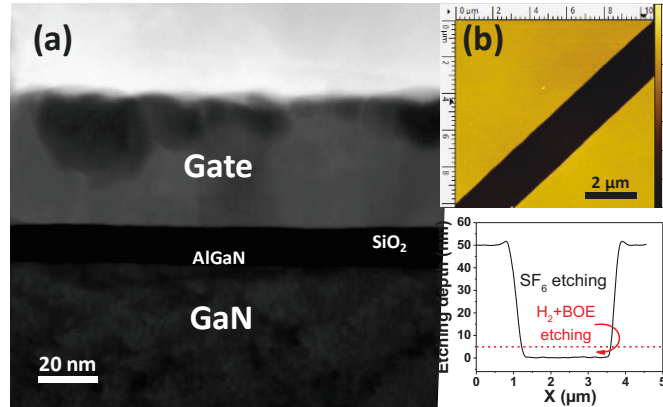


Figure VII. 2: HRTEM image (a), and AFM profile (b) of the fabricated device.

In order to define the fluorine and hydrogen profile in the AlGaN/GaN heterostructure, Secondary Ion Mass Spectrum (SIMS) measurements were carried out after the etching of the Si_3N_4 cap layer on sample A (dashed line) and sample B (full line). The results are summarized in figure VII.3. In the two first nanometers, fluorine and hydrogen are present

at relatively high concentration. For sample A, the hydrogen concentration is higher than in the sample B, due to the hydrogen plasma exposure. The fluorine atoms are considerably present in sample A, despite the non-exposure of its AlGaN barrier to the SF_6 plasma. This is probably due to the formation of Al-F or Ga-F bonds after BOE etching [137], which can be pushed into the AlGaN layer during SIMS measurements via the collision cascade mechanism produced by the ion sputtering, called the atomic mixing phenomena [138]. Using SF_6 treatment, an accumulation of the fluorine ions at the AlGaN/GaN interface was observed, which is a sign of the implantation of F^- during the SF_6 plasma treatment as previously observed in the literature [50]. Whereas, on sample A, no accumulation of fluorine at the interface was observed. This demonstrates the benefit of the proposed process that will improve the device performance, stability and reliability.

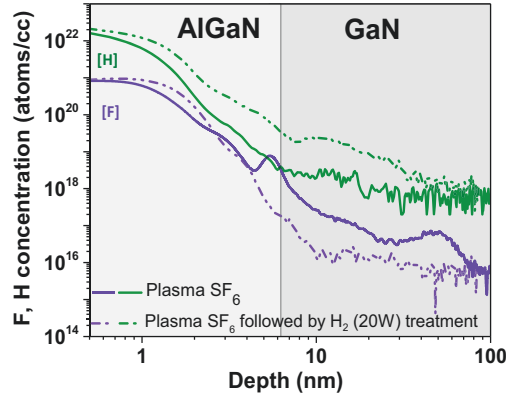


Figure VII. 3: Fluorine and hydrogen atom concentration profiles measured by SIMS on sample A and sample B.

Figure VII.4 shows the DC output characteristics of the fabricated MOSHEMTs devices. The sample B exhibits a Normally-ON operation with a drain current of 352 mA/mm at $V_{\text{GS}} = +2$ V, and an on-state resistance (R_{ON}) of 10 $\Omega\cdot\text{mm}$ (Figure VII.4(a)). The sample A is presenting a Normally-OFF behavior with a drain current of 243 mA/mm at $V_{\text{GS}} = +6$ V, and an R_{ON} of 18.9 $\Omega\cdot\text{mm}$ (Figure VII.4(b)). The increase of the R_{ON} resistance is probably due to the degradation of the 2-DEG channel mobility after hydrogen plasma.

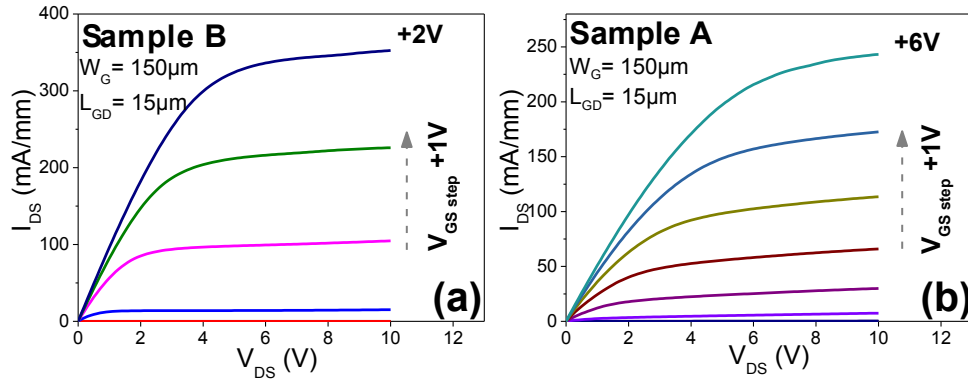
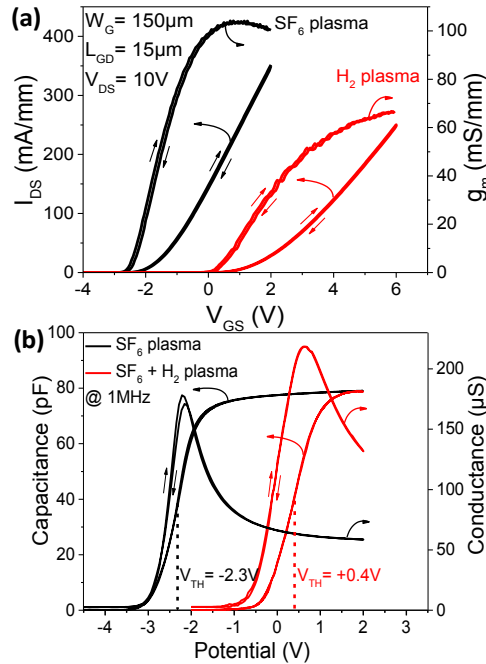
Figure VII.4: I_{DS} - V_{DS} characteristic measured on fabricated samples.

Figure VII.5 shows the hysteresis transfer characteristics (I_{DS} - V_{GS}) at $V_{DS} = +10$ V of the two samples. The threshold voltage determined at $I_{DS} = 1$ mA/mm was shifted from -2.3 V to +0.4 V. This shift is probably due to the passivation of donor-like surface states of AlGa_N layer by H_2 plasma, which reduces the charges in the channel. The gate leakage current (I_{GS}), as a function of V_{GS} for both fabricated MOSHEMTs show a maximum value below 1 nA/mm due to the high quality of the 8-nm thick PECVD-SiO_x gate insulator [136]. C-V measurements at 1 MHz were carried out on the two samples as shown in figure VII.5(b). The curves show a V_{TH} shift from -2.3 V to +0.4 V and a small hysteresis, less than 4 mV.

Figure VII. 5: (a) Transfer characteristics of the fabricated MOSHEMTs at $V_{DS} = +10$ V. (b) (C_{GS} - V_{GS}) measurements performed on MOSHEMTs capacitors at 1 MHz.

The effect of hydrogen plasma on the pulsed Current-Voltage (I_{DS} - V_{DS}) characteristics was investigated under different bias states (V_{GS0} ; V_{DS0}). As shown in figure VII.6 (a) and figure VII.6 (b), the pulsed I_{DS} - V_{DS} curves were obtained at the bias states of (0 V, 0 V), and (-4 V, 0 V) for the two samples. The pulse width was set to 1 μ s and the pulse interval to 10 ms. The results, as shown in figure VII.6, demonstrate a negligible gate-lag for the sample A (Figure VII.6 (b)), this is probably due to the hydrogen passivation of trapping defects at the AlGa_N surface [139]. However, sample B presents a gate-lag of ~2% (figure VII.6 (a)), which could be attributed to fluorine ions accumulation at the AlGa_N/Ga_N interface as observed on SIMS measurements (Figure VII.3).

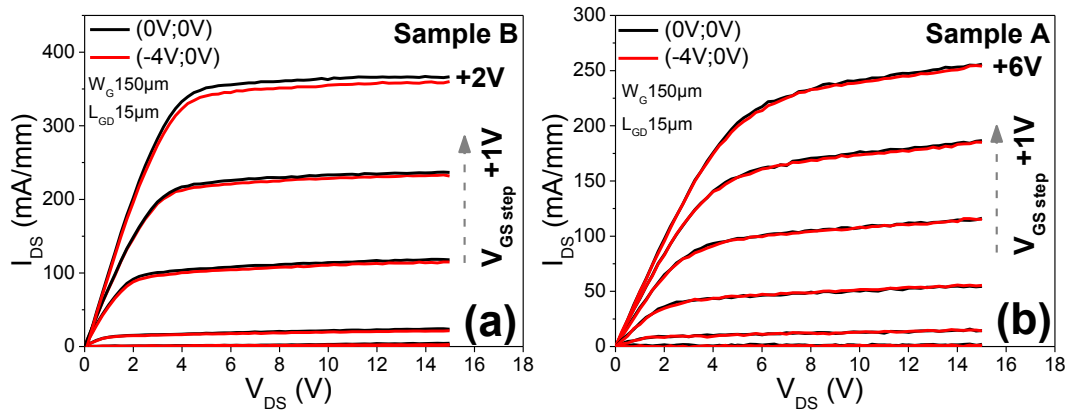


Figure VII. 6: Pulsed I_{DS} - V_{DS} characteristics of the fabricated devices.

VII.5 Conclusion

summary, Normally-OFF AlGa_N/Ga_N MOSHEMTs devices were demonstrated using a low-damage and selective etching of Si₃N₄ cap layer using hydrogen plasma pre-treatment. This proposed process is not degrading the quality of the surface and bulk of the barrier layer and then improve the device performance. Using this Hydrogen based plasma process, the devices threshold voltage (V_{TH}) was shifted from -2.3 V up to +0.4 V, and a negligible gate-lag was observed due probably to the hydrogen passivation of traps in the AlGa_N layer. The preliminary reliability tests are ongoing to demonstrate the stability of the device performance.

VII.6 Acknowledgements

Authors would like to acknowledge Gilles Patriarche, and David Troadec for HRTEM observations, Caroline Roy, Marie-Josée Gour and all LNN staff for the technical help.

CHAPITRE VIII

CONCLUSION

Cette thèse de doctorat synthétise les travaux de la conception à la réalisation de transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF* épitaxiés sur substrat de silicium pour des applications en électronique de puissance. Ces dispositifs élémentaires sont adaptés aux convertisseurs de puissance qui pourront être implémenté dans les véhicules électriques/hybrides ou dans des panneaux photovoltaïques concentrés par exemple.

Les propriétés du GaN reportés dans le chapitre II notamment sa large bande interdite direct et sa forte mobilité électronique, le distinguent des autres filières III-V. Ce matériau est considéré comme un matériau prometteur pour les transistors à forte puissance consommant peu d'énergie. Dans la seconde partie de ce chapitre, une comparaison entre les différentes techniques de croissance du GaN et les substrats utilisés pour son élaboration a été réalisée en vue de distinguer les avantages et inconvénients de chaque technique et de chaque substrat.

Le troisième chapitre rapporte une étude théorique sur le fonctionnement des transistors HEMTs AlGaIn/GaN en détaillant la structure épitaxiale requise et les phénomènes physiques conduisant à la formation du gaz d'électron bidimensionnel (2DEG). Cette première partie est suivie d'un état de l'art des transistors HEMTs AlGaIn/GaN (*Normally-OFF*).

Le quatrième chapitre regroupe l'ensemble des activités technologiques réalisés en salle blanche. Plusieurs étapes du procédé de fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN ont été développés et/ou optimisés durant ce travail.

Le cinquième chapitre relate un nouveau procédé de gravure de la couche de cap SiN. La compréhension et l'optimisation de cette nouvelle technologie de gravure consiste à modifier une couche SiN au moyen d'un plasma hydrogène et de la graver chimiquement sélectivement par rapport au matériau non modifié. La modification du SiN est possible sur une épaisseur allant de quelques nanomètres jusqu'à quelques dizaines de nanomètres selon la puissance de plateau (P_p) utilisée. Une très bonne corrélation est obtenue entre les vitesses de gravure en HF, ainsi que les simulations de la pénétration des ions sous SRIM. Des résultats similaires ont été obtenues avec un plasma He au lieu de H₂ mais pour des

facilités de compréhensions physiques, nous nous sommes exclusivement concentrés sur le procédé avec plasma Hydrogène.

Des mesures FTIR ont été faites sur des couches de Si_3N_4 avant et après plasma hydrogène afin d'expliquer l'augmentation de la vitesse de gravure des couches hydrogénées et de proposer un mécanisme de gravure chimique. Il a été constaté que la couche de Si_3N_4 hydrogénée se grave plus rapidement sous HF et se caractérise par une augmentation des densités de liaisons hydrogénée (donc équivalent à un pH fixe nécessaire à une gravure rapide). En effet, lorsque le taux d'hydrogène dans le matériau à graver se retrouve sous forme de trace, le mécanisme de gravure dominant de Si_3N_4 revient à celui du matériau vierge.

Le sixième chapitre traite de l'effet de l'hydrogène sur le matériau GaN, sur la couche barrière de AlGaIn ainsi que sur l'hétérostructure AlGaIn/GaN. Des mesures par effet Hall et par SIMS nous ont permis dans un premier temps d'optimiser les paramètres du plasma d'hydrogène ainsi que la température de recuit afin de les utiliser pour la gravure de la couche de cap SiN. Ces mesures nous ont aussi permis de proposer un modèle physique afin d'expliquer l'effet de l'hydrogène sur l'hétérostructure AlGaIn/GaN utilisée dans ce travail.

L'avant dernier chapitre relate l'application du procédé de gravure de la couche de cap SiN pour la fabrication des transistors HEMTs AlGaIn/GaN *Normally-OFF*. Cette technique nous a permis d'éviter l'exposition de la couche barrière AlGaIn à un plasma fluoré. Les HEMTs AlGaIn/GaN fabriqués présentent une tension de seuil de +0.4 V, un courant de drain maximum de 243 mA/mm pour une polarisation de grille de +6 V, un faible courant de fuite de grille de 1 nA/mm et un très faible «*gate-lag*».

Finalement, l'ensemble de ces travaux contribue à une nouvelle façon de fabriquer des transistors *Normally-OFF* à base de GaN et ouvre de nouvelles perspectives quant à l'élaboration de composants à base de GaN. Les principales perspectives qu'offre ce travail restent de démontrer la fiabilité de ces mêmes transistors sous stress thermique et électrique afin de quantifier le potentiel de ce procédé et son utilisation à grande échelle. Une attention particulière devra être portée aux états de surface de la couche barrière AlGaIn sur l'évolution de la tension de seuil en fonctionnement transistor.

LISTE DES CONTRIBUTIONS SCIENTIFIQUES

ARTICLES

Soumis :

M. Bouchilaoun, A. Soltani, C. Rodriguez, A. Jaouad, and H. Maher, “Normally-Off AlGa_N/Ga_N HEMT Using a Soft Hydrogen Based Plasma Etching of Si₃N₄ Cap Layer” Submitted in IEEE Journal of Electron Device Society (2018).

A.Chakroun, M. Bouchilaoun, A. Soltani, A. Jaouad, G. Patriarche, and H. Maher, “Digital Etching Approach for Normally-Off AlGa_N/Ga_N MOSHEMT with Ultra-Thin AlGa_N Barrier Layer.” Submitted in Electron Device Letters (2018).

A.Cutivet, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, C. Rodriguez, A. Soltani, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “Extraction of Transient Thermal Characteristics of Ga_N HEMTs with sub-100 ns time resolution.” Submitted in Electron Device Letters (2018).

A. Cutivet, M. Bouchilaoun, B. Hassan, C. Rodriguez, A. Soltani, F. Boone, and H. Maher, “Scaling of Ga_N HEMTs Thermal Transient Characteristics.” Submitted in Physica Status Solidi (a) (2018).

B. Hassan, A. Cutivet, M. Bouchilaoun, C. Rodriguez, A. Soltani, F. Boone, and H. Maher, “Large Periphery Ga_N HEMTs Modeling Using Distributed Gate Resistance.” Submitted in Physica Status Solidi (a) (2018).

Publiés:

M. Bouchilaoun, A. Chakoun, A. Soltani, M. Darnon, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “A Hydrogen Plasma Treatment for Soft and Selective Silicon Nitride Etching” Physica Status Solidi (a), 1700658, (2018). DOI: 10.1002/pssa.201700658.

A. Cutivet, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, C. Rodriguez, A. Soltani, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “Thermal Impedance Extraction from Electrical Measurements for Double-Ended Gate Transistors”, Physica Status Solidi (c) 14,11, 1700225 (2017). DOI: 10.1002/pssc.201700225.

A. Chakroun, A. Jaouad, M. Bouchilaoun, O. Arenas, A. Soltani, and H. Maher, “Normally-off AlGa_N/Ga_N MOS-HEMT using ultra-thin Al_{0.45}Ga_{0.55}N barrier layer”, Physica Status Solidi (a) 214, 8, 1600836 (2017). DOI 10.1002/pssa.201600836.

A. Cutivet, F. Cozette, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, O. Arenas, M. Lesecq, J.C. De Jaeger, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “Characterization of Dynamic Self-Heating in Ga_N HEMTs Using Gate Resistance Measurement”, IEEE Electron Device Letters, 38, 2, 240-243, (2017). DOI: 10.1109/LED.2016.2641740.

S.J. Duffy, B. Benbakhti, M. Mattalah, W. Zhang, M. Bouchilaoun, K. Kalna, N. Bourzgui, H. Maher, and A. Soltani, “Low Source/Drain Contact Resistance for AlGa_N/Ga_N HEMTs with High Al Concentration and Si-HP [111] Substrate”, ECS Journal of Solid State Science and Technology, 6, 11, S3040-3043, (2017). DOI: 10.1149/2.0111711jss.

PRÉSENTATIONS ORALES

M. Bouchilaoun, A. Soltani, C. Rodriguez, A. Jaouad, and H. Maher, “Normally-OFF Ga_N HEMT fabrication using soft and selective etching of the Si₃N₄ cap layer.” Compound Semiconductor Week (CSW), 2018, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.

A. Cutivet, M. Bouchilaoun, B. Hassan, C. Rodriguez, A. Soltani, F. Boone, and H. Maher, “Scaling of Ga_N HEMTs Thermal Transient Characteristics.” Compound Semiconductor Week (CSW), 2018, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.

S. J. Duffy, J. C. Gerbedoen, M. Bouchilaoun, M. Mattalah, B. Benbakhti, W. Zhang, M. Boucherta, K. Kalna, H. Maher, and A. Soltani “Low Ohmic Contact Resistance for AlGa_N/Ga_N HEMTs with high Al Concentration & Si-HP [111] Substrate.” Semiconductors Annual Conference, 2017, Sheffield, UK.

POSTERS

B. Hassan, A. Cutivet, M. Bouchilaoun, C. Rodriguez, A. Soltani, F. Boone, and H. Maher, “Large Periphery Ga_N HEMTs Modeling Using Distributed Gate Resistance.” Compound Semiconductor Week (CSW), 2018, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.

M. Bouchilaoun, A. Chakoun, A. Soltani, M. Darnon, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “New gate process for the fabrication of highly reliable AlGa_N/Ga_N HEMT.” 12th International Conference on Nitride Semiconductors, 2017, Strasbourg, France.

A. Soltani, M. Boucherta, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, A. Cutivet, Y. Cordier, and H. Maher, “High breakdown voltage on Ga_N HEMT thanks to a 3C-SiC interlayer on silicon substrate.” 12th International Conference on Nitride Semiconductors, 2017, Strasbourg, France.

A. Cutivet, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, A. Soltani, A. Jaouad, F. Boone, and H. Maher, “Characterization and modeling of transient self-heating in Ga_N HEMTs.” 12th International Conference on Nitride Semiconductors, 2017, Strasbourg, France.

A. Chakroun, M. Bouchilaoun, A. Soltani, A. Jaouad, G. Patriarche, and H. Maher, “Digital Etching Approach for Normally-Off AlGa_N/Ga_N MOSHEMT with Ultra-Thin AlGa_N Barrier Layer.” 12th International Conference on Nitride Semiconductors, 2017, Strasbourg, France.

A. Chakroun, A. Jaouad, M. Bouchilaoun, A. Soltani, and H. Maher, “Normally-Off AlGa_N/Ga_N MOS-HEMTs Using Ultra-Thin Al_{0.45}Ga_{0.55}N Barrier and PECVD-SiO_x as Gate Insulator.” International Workshop on Nitride Semiconductors (IWN), 2016, Orlando, Florida, USA.

A. Chakroun, A. Jaouad, M. Bouchilaoun, O. Arenas, L. Lamrani, A. Soltani and H. Maher “Normally-Off Ga_N based MOSHEMTs Using Ultra - Thin Al_{0.45}Ga_{0.55}N Barrier and PECVD - SiO_x as Gate Insulator.” Colloque - Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes (LN2), 2016, Estrimont, Québec, Canada.

H. La Vigne, M. Pépin, M. Bouchilaoun, A. Chakroun, and H. Maher, “Transistors Ga_N verticaux pour les applications de haute puissance.” Colloque - Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes (LN2), 2016, Estrimont, Québec, Canada.

REFERENCES

- [1] E. K. Sichel and J. I. Pankove, 'Thermal Conductivity of GaN, 25-360 K', *J. Phys. Chem. Solids*, vol. 38, p. 330, 1977.
- [2] W. C. Johnson, J. B. Parson, and M. C. Crew, 'Nitrogen Compounds of Gallium. III Gallic Nitride', *J. Phys. Chem.*, vol. 36, no. 10, pp. 2651–2654, 1931.
- [3] V. R. Juza and Harry Hahn, 'Über die Kristallstrukturen von Cu_3N , GaN and InN Metallamide und Metallitride', *Zeitschrift für anorganische und Allg. Chemie*, vol. 239, pp. 282–287, 1938.
- [4] H. P. Maruska and J. J. Tietjen, 'The preparation and properties of vapor-deposited single-crystal-line GaN', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 15, no. 10, pp. 327–329, 1969.
- [5] J. I. Pankove, E. a. Miller, and J. E. Berkeyheiser, 'GaN blue light-emitting diodes', *J. Lumin.*, vol. 5, no. 1, pp. 84–86, 1972.
- [6] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, 'Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 48, no. 5, pp. 353–355, 1986.
- [7] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, and I. Akasaki, 'P-Type Conduction in Mg-Doped GaN Treated with Low-Energy Electron Beam Irradiation (LEEBI)', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 28, no. Part 2, No. 12, pp. L2112–L2114, 1989.
- [8] S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, 'High-Power GaN P-N Junction Blue-Light-Emitting Diodes', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 30, p. L1998, 1991.
- [9] M. A. Khan, J. M. Van Hove, J. N. Kuznia, and D. T. Olson, 'High electron mobility GaN/ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ heterostructures grown by low-pressure metalorganic chemical vapor deposition', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 58, no. 21, pp. 2408–2410, 1991.
- [10] M. A. Khan, A. Bhattarai, J. N. Kuznia, and D. T. Olson, 'High electron mobility transistor based on a GaN- $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ heterojunction', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 63, no. 9, pp. 1214–1215, 1993.
- [11] S. Kaiser, M. Jakob, J. Zweck, W. Gebhardt, O. Ambacher, R. Dimitrov, a. T. Schremer, J. a. Smart, and J. R. Shealy, 'Structural properties of AlGaIn/GaN heterostructures on Si(111) substrates suitable for high-electron mobility transistors', *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct.*, vol. 18, no. 2, p. 733, 2000.
- [12] D. Schikora, M. Hankeln, D. J. As, K. Lischka, T. Litz, a Waag, T. Buhrow, and F. Henneberger, 'Epitaxial growth and optical transitions of cubic GaN films', *Phys. Rev. B*, vol. 54, no. 12, pp. R8381–R8384, 1996.
- [13] T. Lei, M. Fanciulli, R. J. Molnar, T. D. Moustakas, R. J. Graham, and J. Scanlon, 'Epitaxial growth of zinc blende and wurtzitic gallium nitride thin films on (001) silicon', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 59, no. 8, pp. 944–946, 1991.
- [14] M. J. Paisley, 'Growth of cubic phase gallium nitride by modified molecular-beam epitaxy', *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 7, no. 3, p. 701, 1989.
- [15] O. Lagerstedt and B. Monemar, 'Variation of lattice parameters in GaN with stoichiometry and doping', *Phys. Rev. B*, vol. 19, no. 6, pp. 3064–3070, 1979.
- [16] M. Frentrop, L. Y. Lee, S. L. Sahonta, M. J. Kappers, F. Massabuau, P. Gupta, R. a. Oliver, C. J. Humphreys, and D. J. Wallis, 'X-ray diffraction analysis of cubic zincblende III-nitrides', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, vol. 50, no. 43, 2017.

- [17] S. Bloom, G. Harbeke, E. Meier, and I. B. Ortenburger, 'Band Structure and Reflectivity of GaN', *Phys. Status Solidi*, vol. 66, no. 1, pp. 161–168, 1974.
- [18] E. Erdoğan, M. Kundakçi, and a. Mantarci, 'InGaN thin film deposition on Si(100) and glass substrates by termionic vacuum arc', *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 707, no. 1, 2016.
- [19] J. L. Hudgins, G. S. Simin, and M. a. Khan, 'A new assessment of the use of wide bandgap semiconductors and the potential for GaN', *2002 IEEE 33rd Annu. IEEE Power Electron. Spec. Conf. Proc. (Cat. No.02CH37289)*, vol. 4, pp. 1747–1752, 2002.
- [20] O. Ambacher, J. Smart, J. R. Shealy, N. G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, W. J. Schaff, L. F. Eastman, R. Dimitrov, L. Wittmer, M. Stutzmann, W. Rieger, and J. Hilsenbeck, 'Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGaIn/GaN heterostructures', *J. Appl. Phys.*, vol. 85, no. 6, pp. 3222–3233, 1999.
- [21] a. a. Arendarenko, E. N. Vigdorovich, and Y. N. Sveshnikov, 'The growth rate of GaN epilayers in HVPE process', *Phys. Status Solidi C Conf.*, vol. 830, no. 3, pp. 827–830, 2003.
- [22] K. Motoki, 'Development of gallium nitride substrates', *SEI Tech. Rev.*, no. 70, pp. 28–35, 2010.
- [23] S. Nakamura, Y. Harada, and M. Seno, 'Novel metalorganic chemical vapor deposition system for GaN growth', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 58, no. 18, pp. 2021–2023, 1991.
- [24] P. Altuntas, 'Fabrication et caracterisation de dispositifs de type HEMT de la filière GaN pour des applications de puissance hyperfréquence", thèse soutenue à l'université de Lille, 2015.
- [25] O. Briot, J. P. Alexis, M. Tchounkeu, and R. L. Aulombard, 'Optimization of the MOVPE growth of GaN on sapphire', *Mater. Sci. Eng. B*, vol. 43, no. 1–3, pp. 147–153, 1997.
- [26] H. Lahrèche, M. Leroux, M. Laügt, M. Vaille, B. Beaumont, and P. Gibart, 'Buffer free direct growth of GaN on 6H-SiC by metalorganic vapor phase epitaxy', *J. Appl. Phys.*, vol. 87, no. 1, pp. 577–583, 2000.
- [27] T. D. Moustakas, 'Nitride Semiconductors: Why they work in optoelectronic devices?', *ECS Trans.*, vol. 41, no. 6, pp. 3–11, 2011.
- [28] E. Cho, a. Mogilatenko, F. Brunner, E. Richter, and M. Weyers, 'Impact of AlN nucleation layer on strain in GaN grown on 4H-SiC substrates', *J. Cryst. Growth*, vol. 371, pp. 45–49, 2013.
- [29] Y. Fu, D. a. Gulino, and R. Higgins, 'Residual stress in GaN epilayers grown on silicon substrates', *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 18, no. 2000, p. 965, 2000.
- [30] A. Dadgar, J. Bläsing, A. Diez, A. Alam, M. Heuken, and A. Krost, 'Metalorganic Chemical Vapor Phase Epitaxy of Crack-Free GaN on Si (111) Exceeding 1 μm in Thickness', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 39, no. Part 2, No. 11B, pp. L1183–L1185, 2000.
- [31] E. Feltrin, B. Beaumont, M. Laügt, P. De Mierry, P. Vennéguès, H. Lahrèche, M. Leroux, and P. Gibart, 'Stress control in GaN grown on silicon (111) by

- metalorganic vapor phase epitaxy', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 79, no. 20, pp. 3230–3232, 2001.
- [32] F. Enjalbert, 'III-nitrides et application au laser UV pompé par cathode à micropointes', 2005.
 - [33] I. Vurgaftman and J. R. Meyer, 'Band parameters for nitrogen-containing semiconductors', *J. Appl. Phys.*, vol. 94, no. 6, pp. 3675–3696, 2003.
 - [34] Z. Dridi, B. Bouhafs, and P. Ruterana, 'First-principles investigation of lattice constants and bowing parameters in wurtzite $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ and $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ alloys', *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 18, no. 9, p. 850, 2003.
 - [35] H. Angerer, D. Brunner, F. Freudenberger, O. Ambacher, M. Stutzmann, R. Höpler, T. Metzger, E. Born, G. Dollinger, a. Bergmaier, S. Karsch, and H. J. Körner, 'Determination of the Al mole fraction and the band gap bowing of epitaxial $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ films', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 71, no. 11, pp. 1504–1506, 1997.
 - [36] J. P. Ibbetson, P. T. Fini, K. D. Ness, S. P. DenBaars, J. S. Speck, and U. K. Mishra, 'Polarization effects, surface states, and the source of electrons in $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ heterostructure field effect transistors', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 77, no. 2, pp. 250–252, 2000.
 - [37] E. T. Yu, X. Z. Dang, L. S. Yu, D. Qiao, P. M. Asbeck, S. S. Lau, G. J. Sullivan, K. S. Boutros, and J. M. Redwing, 'Schottky barrier engineering in III-V nitrides via the piezoelectric effect', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 73, no. 13, pp. 1880–1882, 1998.
 - [38] A. Agboton, M. O. Elmazria, and M. N. Defrance, 'Par', 2016.
 - [39] O. Ambacher, B. Foutz, J. Smart, J. R. Shealy, N. G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, a. J. Sierakowski, W. J. Schaff, L. F. Eastman, R. Dimitrov, a. Mitchell, and M. Stutzmann, 'Two dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization in undoped and doped $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ heterostructures', *J. Appl. Phys.*, vol. 87, no. 1, pp. 334–344, 2000.
 - [40] G. N. Gan, a Kranti, S. Haldar, and R. S. Gupta, 'Impact of strain relaxation of $\text{Al}_m\text{Ga}_{12m}\text{N}$ layer on 2-DEG sheet charge density and current voltage characteristics of lattice mismatched', *Microelectronics J.*, vol. 33, pp. 205–212, 2002.
 - [41] I. P. Smorchkova, L. Chen, T. Mates, L. Shen, S. Heikman, B. Moran, S. Keller, S. P. DenBaars, J. S. Speck, and U. K. Mishra, ' AlN/GaIn and $(\text{Al,Ga})\text{N}/\text{AlN}/\text{GaIn}$ two-dimensional electron gas structures grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy', *J. Appl. Phys.*, vol. 90, no. 10, pp. 5196–5201, 2001.
 - [42] J. Gerbedoen, 'Thèse de Jean-Claude Gerbedoen, Lille 1, 2009', 2009.
 - [43] K. Kim, W. R. L. Lambrecht, and B. Segall, 'Elastic constants and related properties of tetrahedrally bonded BN, AlN, GaN, and InN', *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.*, vol. 53, no. 24, pp. 16310–16326, 1996.
 - [44] Z. Bougrioua, I. Moerman, L. Nistor, B. Van Daele, E. Monroy, T. Palacios, F. Calle, and M. Leroux, 'Engineering of-an insulating buffer and use of AlN interlayers: Two optimisations for AlGaIn-GaIn HEMT-like structures', *Phys. Status Solidi Appl. Res.*, vol. 195, no. 1 SPEC, pp. 93–100, 2003.
 - [45] Brown Raphael, 'A NOVEL $\text{AlGaIn} / \text{GaIn}$ BASED ENHANCEMENT MODE HIGH ELECTRON MOBILITY TRANSISTOR WITH SUB-CRITICAL by', 2015.

- [46] C. H. Chen, R. Sadler, D. Wang, D. Hou, Y. Yang, W. Yau, W. Sutton, J. C. Shim, S. Wang, and A. Duong, 'The causes of GaN HEMT bell-shaped transconductance degradation', *Solid. State. Electron.*, vol. 126, pp. 115–124, 2016.
- [47] T. Palacios, C. Suh, A. Chakraborty, S. Keller, S. P. Denbaars, and U. K. Mishra, 'High-Performance E-Mode AlGaIn/GaN HEMTs', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 27, no. 6, pp. 428–430, 2006.
- [48] A. Endoh, Y. Yamashita, K. Ikeda, M. Higashiwaki, K. Hikosaka, T. Matsui, S. Hiyamizu, and T. Mimura, 'Non-Recessed-Gate Enhancement-Mode AlGaIn/GaN High Electron Mobility Transistors with High RF Performance', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 43, no. 4B, pp. 2255–2258, 2004.
- [49] S. Taranovich, 'Si vs . GaN vs . SiC : Which process and supplier are best for my power design ?', 2013.
- [50] Y. Cai, Y. Zhou, K. J. Chen, and K. M. Lau, 'High-Performance Enhancement-Mode AlGaIn/GaN HEMTs Using Fluoride-Based Plasma Treatment', *Device Res. Conf. - Conf. Dig. DRC*, vol. 26, no. 7, pp. 435–437, 2005.
- [51] B. K. Li, M. J. Wang, K. J. Chen, and J. N. Wang, 'Enhanced electroluminescence from the fluorine-plasma implanted Ni/Au-AlGaIn/GaN Schottky diode', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 99, no. 6, pp. 2009–2012, 2011.
- [52] Z. Tang, Q. Jiang, Y. Lu, S. Huang, S. Yang, X. Tang, and K. J. Chen, '600-V normally off SiNx/AlGaIn/GaN MIS-HEMT with large gate swing and low current collapse', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 34, no. 11, pp. 1373–1375, 2013.
- [53] H. Mizuno, S. Kishimoto, K. Maezawa, and T. Mizutani, 'Quasi-normally-off AlGaIn/GaN HEMTs fabricated by fluoride-based plasma treatment', *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 4, no. 7, pp. 2732–2735, 2007.
- [54] R. Wang, Y. Cai, and K. J. Chen, 'Temperature dependence and thermal stability of planar-integrated enhancement/depletion-mode AlGaIn/GaN HEMTs and digital circuits', *Solid. State. Electron.*, vol. 53, no. 1, pp. 1–6, 2009.
- [55] C. Ma, H. Chen, C. Zhou, S. Huang, L. Yuan, J. Roberts, and K. J. Chen, 'Reliability of enhancement-mode AlGaIn/GaN HEMTs under ON-state gate overdrive', *Tech. Dig. - Int. Electron Devices Meet. IEDM*, pp. 476–479, 2010.
- [56] W. . Lanford, T. Tanaka, Y. Otoki, and I. Adesida, 'recessed-gate enhancement-mode GaN HEMT with high threshold voltage', vol. 41, no. 7, 2005.
- [57] W. Saito, Y. Takada, M. Kuraguchi, K. Tsuda, and I. Omura, 'Recessed-Gate Structure Approach Toward Normally Electronics Applications', *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 53, no. 2, pp. 356–362, 2006.
- [58] T. E. Hsieh, E. Y. Chang, Y. Z. Song, Y. C. Lin, H. C. Wang, S. C. Liu, S. Salahuddin, and C. C. Hu, 'Gate recessed quasi-normally off Al₂O₃/AlGaIn/GaN MIS-HEMT with low threshold voltage hysteresis using PEALD AlN interfacial passivation layer', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 35, no. 7, pp. 732–734, 2014.
- [59] Y. Wang, M. Wang, B. Xie, C. P. Wen, J. Wang, Y. Hao, W. Wu, K. J. Chen, and B. Shen, 'High-performance normally-Off Al₂O₃ GaN MOSFET using a wet etching-based gate recess technique', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 34, no. 11, pp. 1370–1372, 2013.
- [60] A. Chakraborty, A. Jaouad, M. Bouchilaoun, O. Arenas, A. Soltani, and H. Maher, 'Normally-off AlGaIn/GaN MOS-HEMT using ultra-thin Al_{0.45} Ga_{0.55} N barrier layer', *Phys. Status Solidi*, vol. 214, no. 8, p. 1600836, 2017.

- [61] Z. Xu, J. Wang, J. Liu, C. Jin, Y. Cai, Z. Yang, M. Wang, M. Yu, B. Xie, W. Wu, X. Ma, J. Zhang, and Y. Hao, 'Demonstration of normally-off recess-gated AlGaIn/GaN MOSFET using GaN cap layer as recess mask', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 35, no. 12, pp. 1197–1199, 2014.
- [62] Z. Zhang, S. Qin, K. Fu, G. Yu, W. Li, X. Zhang, S. Sun, L. Song, S. Li, R. Hao, Y. Fan, Q. Sun, G. Pan, Y. Cai, and B. Zhang, 'Fabrication of normally-off AlGaIn/GaN metal-insulator-semiconductor high-electron-mobility transistors by photo-electrochemical gate recess etching in ionic liquid', *Appl. Phys. Express*, vol. 9, no. 8, pp. 2–5, 2016.
- [63] H. Huang, Y. C. Liang, S. Member, G. S. Samudra, C. Low, and L. Ngo, 'Au-Free Normally-Off AlGaIn / GaN-on-Si MIS-HEMTs Using Combined Partially Recessed and Fluorinated Trap-Charge Gate Structures', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 35, no. 5, pp. 569–571, 2014.
- [64] C. Y. Chang, S. J. Pearton, C. F. Lo, F. Ren, I. I. Kravchenko, a. M. Dabiran, a. M. Wowchak, B. Cui, and P. P. Chow, 'Development of enhancement mode AlN/GaN high electron mobility transistors', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, no. 26, 2009.
- [65] F. Medjdoub, M. Van Hove, K. Cheng, D. Marcon, M. Leys, and S. Decoutere, 'Novel E-Mode GaN-on-Si MOSHEMT using a selective thermal oxidation', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 31, no. 9, pp. 948–950, 2010.
- [66] N. Harada, Y. Hori, N. Azumaishi, K. Ohi, and T. Hashizume, 'Formation of recessed-oxide gate for normally-off AlGaIn/GaN high electron mobility transistors using selective electrochemical oxidation', *Appl. Phys. Express*, vol. 4, no. 2, pp. 2–5, 2011.
- [67] X. Hu, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan, R. Gaska, and M. S. Shur, 'Enhancement mode AlGaIn/GaN HFET with selectively grown pn junction gate', *Electron. Lett.*, vol. 36, no. 8, p. 753, 2000.
- [68] C. S. Suh, a. Chini, Y. Fu, C. Poblenz, J. S. Speck, and U. K. Mishra, 'p-GaN/AlGaIn/GaN Enhancement-Mode HEMTs', *2006 64th Device Res. Conf.*, vol. 41, no. 805, pp. 2005–2006, 2006.
- [69] Y. Uemoto, M. Hikita, H. Ueno, H. Matsuo, H. Ishida, M. Yanagihara, T. Ueda, T. Tanaka, and D. Ueda, 'Gate injection transistor (GIT) - A normally-off AlGaIn/GaN power transistor using conductivity modulation', *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 54, no. 12, pp. 3393–3399, 2007.
- [70] M. Shimizu, G. Piao, M. Inada, S. Yagi, Y. Yano, and N. Akutsu, 'p-Type InGaIn cap layer for normally off operation in AlGaIn/GaN heterojunction field effect transistors', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 47, no. 4 PART 2, pp. 2817–2819, 2008.
- [71] O. Hilt, A. Knauer, F. Brunner, E. Bahat-Treidel, and J. Wurfl, 'Normally-off AlGaIn/GaN HFET with p-type GaN gate and AlGaIn buffer', *2010 6th Int. Conf. Integr. Power Electron. Syst.*, no. April 2015, pp. 1–4, 2010.
- [72] H. C. Chiu, Y. S. Chang, B. H. Li, H. C. Wang, H. L. Kao, C. W. Hu, and R. Xuan, 'High-Performance Normally off p-GaN Gate HEMT with Composite AlN/Al_{0.17}Ga_{0.83}N/Al_{0.3}Ga_{0.7}N Barrier Layers Design', *IEEE J. Electron Devices Soc.*, vol. 6, no. 1, pp. 201–206, 2018.
- [73] R. Hao, K. Fu, G. Yu, W. Li, J. Yuan, L. Song, Z. Zhang, S. Sun, X. Li, Y. Cai, X. Zhang, and B. Zhang, 'Normally-off p -GaN/AlGaIn/GaN high electron mobility

- transistors using hydrogen plasma treatment', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 109, no. 15, p. 152106, 2016.
- [74] Y. Ohmaki, M. Tanimoto, S. Akamatsu, and T. Mukai, 'Enhancement-Mode AlGa_N/AlN/GaN High Electron Mobility Transistor with Low On-State Resistance and High Breakdown Voltage', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 45, no. No. 44, pp. L1168–L1170, 2006.
 - [75] R. Brown, D. MacFarlane, A. Al-Khalidi, X. Li, G. Ternent, H. Zhou, I. Thayne, and E. Wasige, 'A sub-critical barrier thickness normally-Off AlGa_N/GaN MOS-HEMT', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 35, no. 9, pp. 906–908, 2014.
 - [76] J. Derluyn, M. Van Hove, D. Visalli, a. Lorenz, D. Marcon, P. Srivastava, K. Geens, B. Sijmus, J. Viaene, X. Kang, J. Das, F. Medjdoub, K. Cheng, S. Degroote, M. Leys, G. Borghs, and M. Germain, 'Low leakage high breakdown E-mode GaN DHFET on Si by selective removal of in-situ grown Si₃N₄', *Tech. Dig. - Int. Electron Devices Meet. IEDM*, pp. 157–160, 2009.
 - [77] H. Kim, V. Tilak, B. M. Green, J. a. Smart, W. J. Schaff, J. R. Shealy, and L. F. Eastman, 'Reliability Evaluation of High Power AlGa_N/GaN HEMTs on SiC Substrate', *Phys. Status Solidi*, vol. 188, no. 1, pp. 203–206, 2001.
 - [78] P. Valizadeh and D. Pavlidis, 'Effects of RF and DC stress on AlGa_N/GaN MODFETs: A low-frequency noise-based investigation', *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.*, vol. 5, no. 3, pp. 555–563, 2005.
 - [79] J. Joh and J. Del Alamo, 'Mechanisms for Electrical Degradation of GaN High-Electron Mobility Transistors', *IEDM Technol.*, pp. 415–418, 2006.
 - [80] J. a. del Alamo and J. Joh, 'GaN HEMT reliability', *Microelectron. Reliab.*, vol. 49, no. 9–11, pp. 1200–1206, 2009.
 - [81] Y. Lu, S. Yang, Q. Jiang, Z. Tang, B. Li, and K. J. Chen, 'Characterization of VT-instability in enhancement-mode Al₂O₃-AlGa_N/GaN MIS-HEMTs', *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 10, no. 11, pp. 1397–1400, 2013.
 - [82] P. Kordoš, P. Kúdela, D. Gregušová, and D. Donoval, 'The effect of passivation on the performance of AlGa_N/GaN heterostructure field-effect transistors', *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 21, no. 12, pp. 1592–1596, 2006.
 - [83] A. Lorenz, J. Derluyn, J. Das, K. Cheng, S. Degroote, F. Medjdoub, M. Germain, and G. Borghs, 'Influence of thermal anneal steps on the current collapse of fluorine treated enhancement mode SiN/AlGa_N/GaN HEMTs', *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 6, no. SUPPL. 2, pp. 996–998, 2009.
 - [84] C. F. Lo, T. S. Kang, L. Liu, C. Y. Chang, S. J. Pearton, I. I. Kravchenko, O. Laboutin, J. W. Johnson, and F. Ren, 'Isolation blocking voltage of nitrogen ion-implanted AlGa_N/GaN high electron mobility transistor structure', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 97, no. 26, 2010.
 - [85] M. Werquin, N. Vellas, Y. Guhel, D. Ducatteau, B. Boudart, J. C. Pesant, Z. Bougrioua, M. Germain, J. C. De Jaeger, and C. Gaquiere, 'First results of AlGa_N/GaN HEMTs on sapphire substrate using an argon-ion implant-isolation technology', *Microw. Opt. Technol. Lett.*, vol. 46, no. 4, pp. 311–315, 2005.
 - [86] J. Y. Shiu, J. C. Huang, V. Desmaris, C. T. Chang, C. Y. Lu, K. Kumakura, T. Makimoto, H. Zirath, N. Rorsman, and E. Y. Chang, 'Oxygen ion implantation isolation planar process for AlGa_N/GaN HEMTs', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 28, no. 6, pp. 476–478, 2007.

- [87] W. van Gelder and V. E. Hauser, 'The Etching of Silicon Nitride in Phosphoric Acid with Silicon Dioxide as a Mask', *J. Electrochem. Soc.*, vol. 114, no. 8, p. 869, 1967.
- [88] C. a. Deckert, 'Etching of CVD Si₃N₄ in Acidic Fluoride Media', *J. Electrochem. Soc.*, vol. 125, no. 2, p. 320, 1978.
- [89] H. U. Rahman, B. C. Johnson, J. C. McCallum, E. Gauja, and R. Ramer, 'Fabrication and characterization of PECVD silicon nitride for RF MEMS applications', *Microsyst. Technol.*, vol. 19, no. 1, pp. 131–136, 2013.
- [90] H. . Lee, K. . Chung, and Yu, 'Selective etching of thick Si₃N₄ and Si by using CF₄/O₂ and C₂F₆ gases without O₂ or Ar addition', *J. Korean Phys. Soc.*, vol. 54, pp. 1816–1823, 2009.
- [91] J. M. Regis, a. M. Joshi, T. Lill, and M. Yu, 'Reactive ion etch of silicon nitride spacer with high selectivity\nto oxide', *1997 IEEE/SEMI Adv. Semicond. Manuf. Conf. Work. ASMC 97 Proc.*, pp. 252–256, 1997.
- [92] B. Lee Sang, M. J. Gour, A. Jaouad, S. Ecoffey, M. Darnon, B. Sadani, A. Souifi, and D. Drouin, 'Inductively coupled plasma etching of ultra-shallow Si₃N₄ nanostructures using SF₆/C₄F₈ chemistry', *Microelectron. Eng.*, vol. 141, pp. 68–71, 2015.
- [93] C. E. Morosanu, 'Review Paper', *Thin Solid Films*, vol. 65, pp. 171–208, 1980.
- [94] J. H. Park, H.-D. Kim, S. M. Hong, M. J. Yun, D. S. Jeon, and T. G. Kim, 'Improved resistive switching phenomena observed in SiN_x-based resistive switching memory through oxygen doping process', *Phys. status solidi - Rapid Res. Lett.*, vol. 8, no. 3, pp. 239–242, 2014.
- [95] Q. M. C. a R. C. P. C. F. D. L. M. F. D. A. F. D. F. E. G. F. Celasco E., 'Amorphous silicon and silicon nitride channel optical waveguides', *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 7, no. 3–4, pp. 836–839, 2010.
- [96] D. Yan, A. Cuevas, Y. Wan, and J. Bullock, 'Silicon nitride/silicon oxide interlayers for solar cell passivating contacts based on PECVD amorphous silicon', *Phys. Status Solidi - Rapid Res. Lett.*, vol. 9, no. 11, pp. 617–621, 2015.
- [97] a. Tlili, M. A. Jarboui, a. Abdelghani, D. M. Fathallah, and M. a. Maaref, 'A novel silicon nitride biosensor for specific antibody-antigen interaction', *Mater. Sci. Eng. C*, vol. 25, no. 4, pp. 490–495, 2005.
- [98] M. Manning and G. Redmond, 'Formation and characterization of DNA microarrays at silicon nitride substrates', *Langmuir*, vol. 21, no. 1, pp. 395–402, 2005.
- [99] H. Gao, R. Luginbühl, and H. Sigrist, 'Bioengineering of silicon nitride', *Sensors Actuators B Chem.*, vol. 38, no. 1–3, pp. 38–41, 1997.
- [100] T. P. Ma, 'Making silicon nitride film a viable gate dielectric', *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 45, no. 3, pp. 680–690, 1998.
- [101] M. Ino, N. Inoue, and M. Yoshimaru, '1994-ED_Silicon nitride thin-film deposition by LPCVD with in situ HF vapor cleaning and its application to stacked DRAM capacitor fabrication 00285020.pdf', vol. 41, no. 5, 1994.
- [102] L.-C. Huang, C.-H. Chang, Y.-C. Lin, and H.-T. Hsu, 'Effect of surface passivation on the electrical performance of AlGa_N/Ga_N high-electron-mobility transistors with slant field plates fabricated using deep-UV lithography', *Phys. Status Solidi*, vol. 1600230, no. 1, pp. 1–9, 2016.

- [103] B. C. Joshi, G. Eranna, D. P. Runthala, B. B. Dixit, O. P. Wadhawan, and P. D. Vyas, 'LPCVD and PECVD silicon nitride for microelectronics technology', *Indian J. Eng. Mater. Sci.*, vol. 7, no. 5–6, pp. 303–309, 2000.
- [104] J. Derluyn, S. Boeykens, K. Cheng, R. Vandersmissen, J. Das, W. Ruythooren, S. Degroote, M. R. Leys, M. Germain, and G. Borghs, 'Improvement of AlGaIn/GaN high electron mobility transistor structures by in situ deposition of a Si₃N₄ surface layer Improvement of AlGaIn/ GaN high electron mobility transistor structures by in situ deposition of a Si₃N₄ surface layer', *J. Appl. Phys. Appl. Phys. Lett. Appl. Phys. Lett. Appl. Phys. Lett.*, vol. 98, no. 91, pp. 223501–142105, 2005.
- [105] C. Reyes-Betanzo, S. a. Moshkalyov, J. W. Swart, and a. C. S. Ramos, 'Silicon nitride etching in high- and low-density plasmas using SF₆/O₂/N₂ mixtures', *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 21, no. 2, p. 461, 2003.
- [106] T. B. Hook, R. Kontra, J. Bumham, and M. Lavoie, 'The Effect of Fluorine in an Advanced CMOS Process with Triple (1.6/2.2/5.2nm) Nitride Gate Oxide', *Proc. Conf. Plasma Process -Induced Damage*, pp. 150–153, 2003.
- [107] C. de Buttet, O. Gourhant, R. Bouyssou, and S. Zoll, 'Alternative to H₃PO₄ for Si₃N₄ Removal by Using Chemical Downstream Etching', *ECS Trans.*, vol. 64, no. 39, pp. 1–9, 2015.
- [108] N. Posseme, O. Pollet, and S. Barnola, 'Alternative process for thin layer etching: Application to nitride spacer etching stopping on silicon germanium', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 105, no. 5, pp. 2–6, 2014.
- [109] J. F. Ziegler and J. P. Biersack, *The Stopping and Range of Ions in Solids*. 1982.
- [110] N. Posseme, V. Ah-Leung, O. Pollet, C. Arvet, and M. Garcia-Barros, 'Thin layer etching of silicon nitride: A comprehensive study of selective removal using NH₃/NF₃ remote plasma', *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 34, no. 6, p. 061301, 2016.
- [111] V. Ah-Leung, O. Pollet, N. Possémé, M. Garcia Barros, N. Rochat, C. Guedj, G. Audoit, and S. Barnola, 'Understanding of a new approach for silicon nitride spacer etching using gaseous hydrofluoric acid after hydrogen ion implantation', *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 35, no. 2, p. 021408, 2017.
- [112] T. Oh, 'Comparison between SiOC Thin Film by plasma enhance chemical vapor deposition and SiO₂ Thin Film by Fourier Transform Infrared Spectroscopy', *J. Korean Phys. Soc.*, vol. 56, no. 4, pp. 1150–1155, 2010.
- [113] V. P. Tolstoy, I. V Chernyshova, and V. a Skryshevsky, *Handbook of Infrared Spectroscopy*. 2003.
- [114] T. Li and J. Kanicki, 'Observation of incident angle dependent phonon absorption in hydrogenated amorphous silicon nitride thin films', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 73, no. 26, pp. 3866–3868, 1998.
- [115] M. Gupta, V. K. Rathi, R. Thangaraj, O. P. Agnihotri, and K. S. Chari, 'The preparation, properties and applications of silicon nitride thin films deposited by plasma-enhanced chemical vapor deposition', *Thin Solid Films*, vol. 204, no. 1, pp. 77–106, 1991.
- [116] M. Knotter and T. J. J. Denteneer, 'Etching Mechanism of Silicon Nitride in HF-Based Solutions', *J. Electrochem. Soc.*, vol. 148, no. 3, pp. F43–F46, 2001.

- [117] M. Brunet, D. Aureau, P. Chantraine, F. Guillemot, A. Etcheberry, A. C. Gouget-Laemmel, and F. Ozanam, 'Etching and chemical control of the silicon nitride surface', *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 9, no. 3, pp. 3075–3084, 2017.
- [118] Y. a. Bioud, A. Boucherif, A. Belarouci, E. Paradis, S. Fafard, V. Aimez, D. Drouin, and R. Arès, 'Fast growth synthesis of mesoporous germanium films by high frequency bipolar electrochemical etching', *Electrochim. Acta*, vol. 232, pp. 422–430, 2017.
- [119] Y. a. Bioud, A. Boucherif, A. Belarouci, E. Paradis, D. Drouin, and R. Arès, 'Chemical Composition of Nanoporous Layer Formed by Electrochemical Etching of p-Type GaAs', *Nanoscale Res. Lett.*, vol. 11, no. 1, p. 446, 2016.
- [120] J. Neugebauer and C. G. Van De Walle, 'Native Defects and Impurities in Cubic and Wurtzite GaN', *Festkorperprobleme/ Adv. Solid State Physics*, edited by R. Helbig (Vieweg, Braunschweig/Wiesbaden), vol. 35, p. 25, 1996.
- [121] J. Neugebauer and C. G. Van de Walle, 'Gallium vacancies and the yellow luminescence in GaN', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 69, no. 4, pp. 503–505, 1996.
- [122] C. G. Van de Walle, 'Interactions of hydrogen with native defects in GaN', *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.*, vol. 56, no. 16, pp. R10020–R10023, 1997.
- [123] J. E. Northrup, R. Di Felice, and J. Neugebauer, 'Energetics of H and on GaN(101 $\bar{0}$) and implications for the origin of nanope pipe defects', *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.*, vol. 56, no. 8, pp. R4325–R4328, 1997.
- [124] M. G. Weinstein, C. Y. Song, M. Stavola, S. J. Pearton, R. G. Wilson, R. J. Shul, K. P. Killeen, and M. J. Ludowise, 'Hydrogen-decorated lattice defects in proton implanted GaN', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 72, no. 14, pp. 1703–1705, 1998.
- [125] J. M. Zavada, R. G. Wilson, C. R. Abernathy, and S. J. Pearton, 'Hydrogenation of GaN, AlN, and InN', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 64, no. 20, pp. 2724–2726, 1994.
- [126] S. Nakamura, T. Iwasa, M. Senoh, and T. Mukai, 'Hole Compensation Mechanism of P-Type GaN Films', *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 31, p. 1258, 1992.
- [127] D. Seghier and H. P. Gislason, 'Effect of hydrogenation on the electrical properties of n-type AlGaIn', *J. Phys. D Appl. Phys.*, vol. 37, pp. 10–12, 2004.
- [128] J. Mimila-Arroyo, F. Jomard, and J. Chevallier, 'Improvement of AlGaIn/GaN/Si high electron mobility heterostructure performance by hydrogenation', *Appl. Phys. Lett.*, vol. 102, no. 9, 2013.
- [129] J. Mimila-Arroyo, M. Barbe, F. Jomard, D. Ballutaud, J. Chevallier, M. a Poisson, T. Delage, C. Dua, Y. Cordier, M. Hugues, F. Semond, F. Natali, P. Lorenzini, and J. Massies, 'Effect of deuterium diffusion on the electrical properties of AlGaIn/GaN heterostructures', *Mater. Res.*, vol. 864, pp. 1–6, 2005.
- [130] K. J. Chen and C. Zhou, 'Enhancement-mode AlGaIn/GaN HEMT and MIS-HEMT technology', *Phys. Status Solidi Appl. Mater. Sci.*, vol. 208, no. 2, pp. 434–438, 2011.
- [131] O. Hilt, F. Brunner, E. Cho, A. Knauer, E. Bahat-Treidel, and J. Wurfl, 'Normally-off high-voltage p-GaN gate GaN HFET with carbon-doped buffer', *Proc. 123rd Int. Symp. Power Semicond. Devices ICs*, no. 50, pp. 239–242, 2011.
- [132] Y. Uemoto, M. Hikita, H. Ueno, H. Matsuo, H. Ishida, M. Yanagihara, T. Ueda, T. Tanaka, and D. Ueda, 'Gate Injection Transistor (GIT)— A Normally-Off Conductivity Modulation', vol. 54, no. 12, pp. 3393–3399, 2007.

- [133] S. Linkohr, W. Pletschen, L. Kirste, M. Himmerlich, P. Lorenz, S. Krischok, V. Polyakov, S. Müller, O. Ambacher, and V. Cimalla, 'Plasma affected 2DEG properties on GaN/AlGaN/GaN HEMTs', *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 9, no. 3–4, pp. 938–941, 2012.
- [134] L. Yang, X.-W. Zhou, X.-H. Ma, L. Lv, Y.-R. Cao, J.-C. Zhang, and Y. Hao, 'Low power fluorine plasma effects on electrical reliability of AlGaN/GaN high electron mobility transistor', *Chinese Phys. B*, vol. 26, no. 1, p. 017304, 2017.
- [135] M. Bouchilaoun, A. Soltani, A. Chakroun, A. Jaouad, M. Darnon, F. Boone, and H. Maher, 'A Hydrogen Plasma Treatment for Soft and Selective Silicon Nitride Etching', *Phys. Status Solidi*, vol. 1700658, p. 1700658, 2018.
- [136] A. Chakroun, H. Maher, E. Al Alam, A. Souifi, V. Aimez, R. Ares, and A. Jaouad, 'Optimized pre-treatment process for MOS-GaN devices passivation', *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 35, no. 3, pp. 318–320, 2014.
- [137] D. Meyer, J. Flemish, and J. Redwing, 'Plasma surface pretreatment effects on silicon nitride passivation of AlGaN/GaN HEMTs', *Proc. CS MANTECH Conf*, pp. 305–308, 2007.
- [138] X. Wei, L. Zhao, J. Wang, Y. Zeng, and J. Li, 'Characterization of nitride-based LED materials and devices using TOF-SIMS', *Surf. Interface Anal.*, vol. 46, no. S1, pp. 299–302, 2014.
- [139] Y. Q. Chen, Y. C. Zhang, Y. Liu, X. Y. Liao, Y. F. En, W. X. Fang, and Y. Huang, 'Effect of Hydrogen on Defects of AlGaN / GaN HEMTs Characterized by Low-Frequency Noise', *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 65, no. 4, pp. 1321 – 1326, 2018.